

**Rüdiger Lux**

**Wärmebehandlung von SiCr-legiertem, ölschlussvergütetem  
Federstahldraht**

# Berichte aus dem INSTITUT FÜR MASCHINEN- UND GERÄTEKONSTRUKTION (IMGK)

Herausgegeben von

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ulf Kletzin (Maschinenelemente),

Univ.-Prof. Dr.-Ing. René Theska (Feinwerktechnik) und

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Christian Weber (Konstruktionstechnik)

aus dem Institut für Maschinen- und Gerätekonstruktion (IMGK) an der TU  
Ilmenau.

## Band 30

Diese Reihe setzt die „Berichte aus dem Institut für Maschinenelemente  
und Konstruktion“ fort.

# **Wärmebehandlung von SiCr-legiertem, ölschlussvergütetem Federstahldraht**

Rüdiger Lux



Universitätsverlag Ilmenau  
2018

## Impressum

### Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Diese Arbeit hat der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 7. Juni 2017

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ulf Kletzin  
(Technische Universität Ilmenau)

2. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann  
(Technische Universität Ilmenau)

3. Gutachter: Dr.-Ing. Gisela Barthold  
(Senior Expert Service)

Tag der Verteidigung: 22. Januar 2018

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek

**Universitätsverlag Ilmenau**

Postfach 10 05 65

98684 Ilmenau

<http://www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag>

readbox unipress

in der readbox publishing GmbH

Am Hawerkamp 31

48155 Münster

<http://unipress.readbox.net>

**ISSN** 2191-8082

**ISBN** 978-3-86360-185-0 (Druckausgabe)

**URN** urn:nbn:de:gbv:ilm1-2018000210

Meinen Kindern



## Geleitwort der Herausgeber

Die Konstruktion von Maschinen und Geräten sowie die zugehörigen Methoden und Werkzeuge sind seit den frühen 1950er Jahren ein profilbildender Schwerpunkt an der Technischen Universität Ilmenau und ihren Vorgängerinstitutionen. Es war daher ein nahe liegender Schritt, dass die drei konstruktiv orientierten Fachgebiete der Fakultät für Maschinenbau – Maschinenelemente, Feinwerktechnik/Precision Engineering, Konstruktionstechnik – im Mai 2008 das Institut für Maschinen- und Gerätekonstruktion (IMGK) neu gegründet haben. Das IMGK steht in der Tradition einer Kette ähnlicher Vorgängerinstitute, deren wechselnde Zusammensetzung hauptsächlich durch sich über der Zeit ändernde Universitätsstrukturen bedingt war.

Zweck des Institutes ist es, die Kompetenzen und Ressourcen der beteiligten Fachgebiete zu bündeln, um Forschung und Lehre zu verbessern und erzielte wissenschaftliche Ergebnisse gemeinsam in die Fachöffentlichkeit zu tragen.

Ein wesentliches Instrument hierzu ist die Schriftenreihe des Instituts für Maschinen- und Gerätekonstruktion. Sie führt eine erfolgreiche Schriftenreihe des im Jahr 1991 gegründeten unmittelbaren Vorgängerinstitutes IMK (Institut für Maschinenelemente und Konstruktion) fort.

In der Schriftenreihe erscheinen in erster Linie die am Institut entstandenen Dissertationen, daneben werden aber auch andere Forschungsberichte, die in den thematischen Rahmen passen und von allgemeinem Interesse sind, in die Schriftenreihe aufgenommen.

Der vorliegende Band 30 ist als Dissertation am Fachgebiet für Maschinenelemente unter der wissenschaftlichen Betreuung von Professor Ulf Kletzin entstanden.

Die Herausgeber wünschen sich reges Interesse an der Schriftenreihe und würden sich freuen, wenn sie zum fruchtbaren Dialog in Wissenschaft und Praxis beitragen würde.

Ilmenau, im Mai 2018

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ulf Kletzin (Maschinenelemente)

Univ.-Prof. Dr.-Ing. René Theska (Feinwerktechnik)

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Christian Weber (Konstruktionstechnik)

## **Vorwort des Verfassers**

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der TU Ilmenau im Fachgebiet für Maschinenelemente.

Meine Arbeit wurde von Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ulf Kletzin initiiert und unterstützt. Ich möchte ihm für die Möglichkeit diese Arbeit in seinem Fachgebiet durchführen zu dürfen danken. Ich danke ihm nicht nur für die Übernahme des ersten Berichtes, sondern ebenfalls für zahlreiche Hinweise, welche das Gelingen dieser Arbeit enorm unterstützt haben.

Frau Dr.-Ing. Gisela Barthold gilt mein Dank für zahlreiche Diskussionen, Untersuchungen, Hinweise und nicht zuletzt auch für ihre Geduld bei der Entstehung dieser Arbeit. Ihr und Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann danke ich für die Erstellung der weiteren Berichte.

Weiterer Dank gilt Frau Dr.-Ing. V. Geinitz, Herrn Dipl.-Ing. P. Beyer, Herrn Dr.-Ing. K. Liebermann und Herrn Dr.-Ing. Steffen Lutz für ständige Diskussionsbereitschaft. Für die Durchführung unzähliger, experimenteller Untersuchungen danke ich Herrn J. Remdt, Herrn Dipl.-Ing. V. Gevorgyan, Herrn Dipl.-Ing. S. Neudert, Herrn Dipl. S. Pogontke und wiederum Herrn Dipl.-Ing. P. Beyer. Für die Erstellung einer Vielzahl der verwendeten Abbildungen gilt mein Dank Herrn F. Heinz.

Für die Unterstützung bei der Durchführung von Forschungsvorhaben möchte ich mich bei den beteiligten Firmen, der Eisendraht- und Stahldraht Vereinigung e.V. sowie dem Verband der Deutschen Federnindustrie e.V. bedanken.

Dauerhafte Unterstützung und endloses Verständnis habe ich meiner Familie zu verdanken. Verzicht auf manche schöne Stunde, gemeinsam verbrachte Feiertage oder einfach auf die Anwesenheit des Vaters – dafür danke ich meiner Frau und meinen Kindern aus ganzem Herzen.

Kirchedlau, im Juli 2018

Rüdiger Lux



# Inhaltsverzeichnis

<b>Formelzeichen .....</b>	<b>XII</b>
<b>Kurzfassung .....</b>	<b>XX</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>XXI</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
1.1 Zielstellung dieser Arbeit .....	1
1.2 Abgrenzung der Thematik .....	3
1.3 Aufbau .....	5
<b>2 Grundlagen .....</b>	<b>7</b>
2.1 Federn .....	7
2.1.1 Federparameter .....	7
2.1.2 Federherstellung / Winden .....	8
2.1.3 Beanspruchung von Federn .....	9
2.1.4 Setzen .....	12
2.1.5 Relaxation .....	12
2.2 Federstahldraht, Anforderungen, Arten .....	13
2.2.1 Anforderungen an und Herstellung von Federstahldraht .....	14
2.2.2 Patentierte gezogene unlegierter Federstahldraht nach DIN EN 10270-1 .....	15
2.2.3 Ölschlussvergüteter Federstahldraht nach DIN EN 10270-2 .....	16
2.2.4 Nichtrostender Federstahldraht nach DIN EN 10270-3 .....	17
2.2.5 Federstahldraht im Rahmen dieser Arbeit .....	17
2.3 Vergütung .....	17
2.4 Gefüge .....	19
2.5 Materialkennwerte .....	20
2.5.1 Statische Materialkennwerte .....	20
2.5.1.1 Zugversuch .....	20
2.5.1.2 Torsionsversuch .....	20
2.5.1.3 Kennwerte zur Beschreibung der Anstiege von Spannungs- Verformungskurven .....	23
2.5.2 Dynamische Materialkennwerte .....	25
2.6 Materialprüfung / Prüftechnik .....	26
2.6.1 Der Torsionsprüfstand .....	26
2.6.2 Umlaufbiegeprüfmaschine .....	27
2.6.3 Erwärmungsmessung mit Thermoelementen .....	28
2.7 Das Verhältnis $\tau$ zu $R_m$ .....	29
<b>3 Vergüteprozess .....</b>	<b>31</b>

3.1	Verwendete Materialien .....	31
3.2	Prozessabschnitte .....	32
3.3	Konzept der Laborvergüteanlage für Stahldrahtstücke .....	34
3.4	Thermofluiddynamische Simulation des Vergüteprozesses .....	35
3.4.1	Lumped Capacitance Method (LCM).....	38
3.4.2	Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha$ .....	40
3.5	Vorüberlegungen für die Durchführung der Laborvergüteversuche.....	41
3.5.1	Umwandlungsprozesse .....	41
3.5.2	Bestimmung der Umwandlungstemperaturen .....	44
3.5.2.1	Dilatometer .....	48
3.5.2.2	Dynamische Differenzkalorimetrie.....	51
3.5.2.3	Erwärmungsverlauf.....	52
3.5.3	Legierungselemente .....	53
3.6	Austenitisieren.....	54
3.6.1	Austenitisierung mit erhöhter Erwärmungsgeschwindigkeit.....	57
3.6.2	Induktive Erwärmung .....	58
3.6.3	Verzunderung und Randentkohlung .....	61
3.6.4	Analytische Berechnung des Austenitisierens im Glührohrföfen.....	63
3.6.4.1	Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei freier Konvektion.....	63
3.6.4.2	Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei erzwungener Konvektion.....	65
3.6.4.3	Parameterbestimmung für den Wärmeübergang bei Überlagerung von freier und erzwungener Konvektion .....	66
3.6.4.4	Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei Wärmestrahlung .....	66
3.6.4.5	Validieren der Ergebnisse .....	66
3.6.5	Nachrechnung der Erwärmung mittels FEM .....	67
3.6.5.1	Aufbau des Temperaturfeld - Modellmakros für die Beschreibung des Versuchsoföfen.....	68
3.6.5.2	Bestimmung der notwendigen Eingabeparameter .....	69
3.6.5.3	Allgemeine Vorbetrachtungen zum Austenitisierungsprozess .....	69
3.6.5.4	Beschreibung des Laboraustenitisierungsoföfen und Übertragung auf das FEM-Modell .....	70
3.6.5.5	Beurteilung der Genauigkeit des FEM-Modelles .....	72
3.7	Abschrecken .....	74
3.7.1	Analytische Berechnung des Abschreckens .....	78
3.7.2	Validieren der Ergebnisse.....	79
3.8	Anlassen .....	80
3.8.1	Hollomon und Jaffe .....	82
3.8.2	Berechnung der Zugfestigkeit $R_m$ über lineare Regression .....	85
3.8.3	Einfluss des Drahtdurchmessers auf die Verweildauer im Bleibad.....	87
3.8.4	Induktives Vergüteanlassen .....	88
3.8.5	Analytische Berechnung des Vergüteanlassens im Bleibad .....	89

---

3.8.5.1 Parameterbestimmung für freie Konvektion .....	90
3.8.5.2 Parameterbestimmung für erzwungene Konvektion .....	90
3.8.5.3 Validieren der Ergebnisse.....	90
3.9 Abkühlen.....	92
3.10 Temperaturverlauf des gesamten Vergüteprozesses.....	94
<b>4 Wärmebehandlung des Bauteils .....</b>	<b>99</b>
4.1 Änderungen im Gefüge.....	99
4.2 Beeinflussung der mechanischen Parameter .....	100
4.3 Verhältnis der Fließgrenzen aus Zug- und Torsionsversuch .....	105
4.4 Beeinflussung dynamischer Kennwerte.....	107
4.5 Zusammenfassung .....	110
<b>5 Strategie einer Optimierung der Wärmebehandlung von Draht und Feder .</b>	<b>111</b>
<b>6 Übertragen der Ergebnisse in die Industrie .....</b>	<b>115</b>
6.1 Übertragungsstrategie .....	115
6.1.1 Optimierung auf Basis einer bestehenden Industrieanlage .....	117
6.1.2 Planung einer neuen Industrieanlage.....	117
6.2 Mechanische Kennwerte industriell vergüteter Proben .....	118
6.3 Gefügeuntersuchungen an durchlaufvergüteten Drähten .....	121
6.4 Versuche mit Probefedern .....	122
6.4.1 Setzbeträge .....	123
6.4.2 Relaxation.....	125
6.4.3 Dauerschwingversuche.....	126
<b>7 Zusammenfassende Betrachtungen und Ausblick.....</b>	<b>131</b>
7.1 Zusammenfassung .....	131
7.2 Ausblick.....	132
<b>8 Literaturverzeichnis.....</b>	<b>135</b>
8.1 Verwendete Normen .....	143
8.2 Zitierte Patente.....	144
<b>Anhang A Versuchspläne .....</b>	<b>145</b>
<b>Anhang B Steuertabelle des Berechnungsmodells .....</b>	<b>148</b>

## Formelzeichen

### Lateinische Buchstaben

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$\alpha$	Temperaturleitfähigkeit	$\text{m}^2/\text{s}$
$\alpha_{\text{Draht}}$	Temperaturleitfähigkeit des Drahtes	$\text{m}^2/\text{s}$
$A$	Fläche	$\text{mm}^2$
$A$	Gesamtdehnung	%
$A_0$	Ausgangsfläche	$\text{m}^2$
$A_1$	Bei untereutektoiden Stählen Beginn der Umwandlung von $\alpha$ - zu $\gamma$ -Eisen	$^{\circ}\text{C}$
$A_2$	Curiepunkt des $\alpha$ -Eisens; Übergang vom ferromagnetischen in den paramagnetischen Zustand	$^{\circ}\text{C}$
$A_3$	Gleichgewichtstemperatur zwischen $\alpha$ - und $\gamma$ -Eisen bzw. Ende der Ferritauflösung (Umwandlung von $\alpha$ - zu $\gamma$ -Eisen) bei untereutektoiden Stählen	$^{\circ}\text{C}$
$A_{c1}, A_{c3}$	Haltepunkte auf der Erhitzungskurve (aus dem Französischen $\rightarrow c = \text{chauffage} \triangleq \text{Erhitzen}$ )	$^{\circ}\text{C}$
$A_{\text{Draht}}$	Oberfläche des Drahtes	$\text{m}^2$
$A_g$	Gleichmaßdehnung	%
$A_{\text{Mantel}}$	Mantelfläche	$\text{m}^2$
$A_{\text{Ofen}}$	Oberfläche des Ofens	$\text{m}^2$
$A_{r1}, A_{r3}$	Haltepunkte auf der Abkühlungskurve	$^{\circ}\text{C}$
$Bi$	Biot-Zahl	
$c_p$	Spezifische Wärmekapazität	$\text{J}/\text{kgK}$
$C_{\text{Aust}}$	Wärmekapazität	$\text{J}/\text{K}$
$d, d_{\text{Draht}}$	Drahtdurchmesser	$\text{mm}$
$d_{\text{Ofen}}$	Innendurchmesser des Ofenrohres im Austenitisierungsofen	$\text{mm}$
$D_e$	Äußerer Windungsdurchmesser	$\text{mm}$

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$D_m$	Mittlerer Windungsdurchmesser	mm
$\dot{E}$	Innere Energie	W
$\dot{E}_{\text{Draht}}$	Änderung der inneren Energie des Drahtes	W
$E\text{-Modul, } d\sigma/d\varepsilon$	Elastizitätsmodul bzw. Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kennlinie im elastischen Bereich	GPa
$f_1$	Hilfsfunktion	
$f_3$	Hilfsfunktion	
$F$	Kraft	N
$F_1, F_2, F_n$	Federkräfte, zugeordnet den Federlängen $L_1, L_2, L_n$	mm
$g$	Erdbeschleunigung	m/s <sup>2</sup>
$G\text{-Modul/ } d\tau/d\gamma$	Gleitmodul bzw. Anstieg der Spannungs-Schiebungs-Kennlinie im elastischen Bereich	MPa
$Gr$	Grashof-Zahl	
$H_p$	Hollomon-Parameter	
$I_p$	Polares Flächenträgheitsmoment	mm <sup>4</sup>
$J_0$	Bessel-Funktion 0.Ordnung	
$J_1$	Bessel-Funktion 1.Ordnung	
$k$	Spannungsbeiwert	
$K_{Kr}$	Krümmungs-Parameter	
$L$	Drahtlänge	m
$l_1$	Länge des Austenitisierungsofens	m
$l_2$	Länge der Strecke zwischen Austenitisierungsofen und erstem Abschreckbad	m
$l_3$	Länge des ersten Abschreckbades	m
$l_4$	Länge der Strecke zwischen erstem Abschreckbad und Anlassbad	m
$l_5$	Länge des Anlassbades	m

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$l_6$	Länge der Strecke zwischen Anlassbad und zweitem Abschreckbad	m
$l_7$	Länge des zweiten Abschreckbades	m
$L_0$	Länge der Feder im ungespannten Zustand	mm
$L_1, L_2, L_n$	Federlängen, zugeordnet den Federkräften $F_1, F_2, F_n$	mm
$L_c$	Charakteristische Länge	m
$L_{\text{Draht}}$	Länge des Drahtes	m
$m_1-m_4$	Lösungswerte der eindimensionalen instationären Wärmeleitgleichung für den Zylinder	
$M_f$	Martensitfinishtemperatur; Ende der Martensitbildung	°C
$M_s$	Martensitstarttemperatur; Beginn der Martensitbildung	°C
$M_t$	Torsionsmoment	MPa
$n_f$	Anzahl der federnden Windungen	
$n_t$	Anzahl der Gesamtwindungen	
$n_{\ddot{u}}$	Anzahl der Übergangswindungen	
$N$	Schwingspielzahl	
$N_D$	Knickpunktzyklenzahl der Wöhlerlinie	
$N_t$	Verwindezahl	
$Nu$	Nusselt-Zahl	
$Nu_d$	Nusselt-Zahl mit $L_c = d$	
$Nu_{\text{erzw}}$	Nusselt-Zahl bei erzwungener Konvektion	
$Nu_{\text{frei}}$	Nusselt-Zahl bei freier Konvektion	
$Nu_{\text{frei,h}}$	Nusselt-Zahl bei freier Konvektion am horizontalen Zylinder	
$Nu_{\text{frei,v}}$	Nusselt-Zahl bei freier Konvektion am vertikalen Zylinder	
$Nu_{\text{lam}}$	Nusselt-Zahl bei laminarer Strömung	
$Nu_{\text{turb}}$	Nusselt-Zahl bei turbulenter Strömung	
$Pe$	Peclet-Zahl	
$Pr$	Prandtl-Zahl	

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$Q$	Wärme	J
$\dot{Q}, P$	Wärme pro Zeit	W
$r, R_{\text{Draht}}$	Radius des Drahtes	m
$R$	Federrate	N/mm
$Ra$	Rayleigh-Zahl	
$Re$	Reynolds-Zahl	
$Re_d$	Reynolds-Zahl mit $L_c = d$	
$R_m$	Zugfestigkeit; maximale Zugspannung	MPa
$R_{p0,01}$	Zugfließgrenze; Proportionalitätsgrenze; Zugspannung bei 0,01 % plastischer Dehnung	MPa
$R_{p0,05}$	Zugfließgrenze; Zugspannung bei 0,05 % plastischer Dehnung	MPa
$R_{p0,2}$	Zugdehngrenze; Streckgrenze; Zugspannung bei 0,2 % plastischer Dehnung	MPa
$s$	Federweg	mm
$s_1, s_2, s_n$	Federwege, zugeordnet den Federkräften $F_1, F_2, F_n$	mm
$S_a$	Schwingungsamplitude	MPa
$S_m$	Mittelwertes der Spannung	MPa
$S_o$	Oberspannung	MPa
$S_u$	niedrigster Wert der Spannung $S$	MPa
$t$	Zeit	s
$t_1$	Durchlaufzeit des Drahtes im Austenitisierungssofen	s
$t_2$	Durchlaufzeit des Drahtes für die Strecke Austenitisierungssofen – erstes Abschreckbad	s
$t_3$	Durchlaufzeit des Drahtes im ersten Abschreckbad	s
$t_4$	Durchlaufzeit des Drahtes für die Strecke erstes Abschreckbad –Anlassbad	s
$t_5$	Durchlaufzeit des Drahtes im Anlassbad	s
$t_6$	Durchlaufzeit des Drahtes für die Strecke Anlassbad – zweites Abschreckbad	s

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$t_7$	Durchlaufzeit des Drahtes im zweiten Abschreckbad	s
$T$	Temperatur	°C
$T_0$	Starttemperatur während eines Prozessabschnittes	°C
$T_\infty$	Umgebungstemperatur (außerhalb der Temperaturgrenzschicht)	°C
$T_1$	Temperatur des Austenitisierungsofens	°C
$T_2, T_4, T_6, T_U$	Temperatur der Umgebungsluft	°C
$T_3,$	Temperatur des Härteöls (erstes Abschreckbad)	°C
$T_5,$	Temperatur des Anlassbades	°C
$T_7,$	Temperatur des Wassers (zweites Abschreckbad)	°C
$T_{A1}$	A1-Temperatur	°C
$T_{A3}$	A3-Temperatur	°C
$T_{AU}$	Austenitisierungstemperatur	°C
$T_{\text{Draht}}$	Temperatur des Drahtes	°C
$T_m$	Mittlere Temperatur	°C
$T_S$	Siedetemperatur	°C
$T_{\text{LCM}}$	Temperatur des Drahtes nach der LCM-Methode	°C
$V$	Volumen	m <sup>3</sup>
$W_t$	Widerstandsmoment gegen Torsion	mm <sup>3</sup>
$Z$	Brucheinschnürung	%



## Griechische Buchstaben

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$\alpha$	Wärmeübergangskoeffizient	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_{\text{Ges}}$	Gesamtwärmeübergangskoeffizient	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_K$	Wärmeübergangskoeffizient für Konvektion	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_{\text{Konv, frei}}$	Wärmeübergangskoeffizient für freie Konvektion	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_{\text{Konv, erz}}$	Wärmeübergangskoeffizient für erzwungene Konvektion	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_L$	Wärmeübergangskoeffizient für Wärmeleitung in der Dampffilmphase	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_S$ , $\alpha_{\text{Strahlung}}$	Wärmeübergangskoeffizient für Wärmestrahlung	W/m <sup>2</sup> K
$\alpha_{\text{Schwarz}}$	Wärmeübergangskoeffizient für Wärmestrahlung des schwarzen Körpers	W/m <sup>2</sup> K
$\beta$	Längenausdehnungskoeffizient	K <sup>-1</sup>
$\gamma$	Schiebung	%
$\Delta h_v$	Spezifische Verdampfungsenthalpie	kJ/kg
$\Delta H_{\text{Aust}}$	Enthalpiezuwachs	J
$\Delta K_{\text{th}}$	Schwellenwert zur Ermüdungsrissoausbreitung	MPa mm <sup>1/2</sup>
$\Delta L$	Differenz zweier Federlängen	mm
$\Delta s$	Differenz zweier Federwege	mm
$\Delta S$	Schwingbreite der Spannung	MPa
$\epsilon$	Dehnung	%
$\epsilon$	Emissionskoeffizient	
$\epsilon_{\text{Draht}}$	Emissionskoeffizient des Drahtes	
$\epsilon_{\text{Ofen}}$	Emissionskoeffizient des Ofens	
$\epsilon_{\text{Ges}}$	Gesamt-Emissionskoeffizient	
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
$\lambda_{\text{Draht}}$	Wärmeleitfähigkeit des Drahtes	W/mK
$\lambda_D$	Wärmeleitfähigkeit des Dampfes von Öl bzw. Wasser	W/mK

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_D$	Dichte des Dampfes von Öl bzw. Wasser	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_S$	Dichte von flüssigem Öl bzw. Wasser bei $T_S$	kg/m <sup>3</sup>
$\eta$	Dynamische Viskosität	N s/m <sup>2</sup>
$\eta_D$	Dynamische Viskosität des Dampfes von Öl bzw. Wasser	N s/m <sup>2</sup>
$\sigma$	Stefan-Boltzmann-Konstante	W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup>
$\sigma_z$	Zugspannung	MPa
$\tau_{czul}$	Korrigierte vorhandene Torsionsspannung	MPa
$\tau_{km}$	Vorhandene Torsionsmittelspannung (korrigiert)	MPa
$\tau$	Torsionsspannung allgemein	MPa
$\tau_{ka}$	Spannungsamplitude	MPa
$\tau_{kh}$	Vorhandener Torsionsspannungshub (korrigiert)	MPa
$\tau_{ko}$	Vorhandene Torsionsoberspannung (korrigiert)	MPa
$\tau_{ku}$	Vorhandene Torsionsunterspannung (korrigiert)	MPa
$\tau_{tmax}^*$	Maximale Torsionsspannung (Torsionsfestigkeit)	MPa
$\tau_t$	Torsionsspannung im elastischen Bereich	MPa
$\tau_t^*$	Fiktive Torsionsspannung im plastischen Bereich	MPa
$\tau_{tF}^*$	Fiktive Torsionsfließgrenze	MPa
$\tau_{t0,04}^*$	Fiktiver Torsionsspannungswert bei 0,04 % plastischer Schiebung, Torsions-Elastizitätsgrenze, technische Fließgrenze bei Torsionsbelastung	MPa
$\tau_{t0,4}^*$	Fiktiver Torsionsspannungswert bei 0,4 % plastischer Schiebung, Torsions- Dehngrenze	MPa
$\tau_{vorh}$	Vorhandene Torsionsspannung	MPa
$\tau_{zul}$	Zulässige Torsionsspannung	MPa
$v$	Durchlaufgeschwindigkeit	m/s
$u_{kr}^0$	Obere kritische Abkühlgeschwindigkeit	K/s
$v_{kr}^u$	Untere kritische Abkühlgeschwindigkeit	K/s
$\phi$	Drehwinkel	Grad

**Abkürzungen**

<b>Abkürzung</b>	<b>Benennung</b>
ASTM	American Society for Testing and Materials
DSC	Differential Scanning Calorimetry
FEM	Finite Elemente Methode
FUV	Festigkeits- und Umwandlungsverhalten (Forschungsprojekt [3])
HCF	High Cycle Fatigue
kfz	Kubisch flächenzentriert
krz	Kubisch raumzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue
LCM	Lumped Capacitance Method
SDF	Schraubendruckfeder
UHCF	Ultra High Cycle Fatigue
ZTA	Zeit Temperatur Austenitisierung
ZTU	Zeit Temperatur Umwandlung

## Kurzfassung

Diese Arbeit befasst sich mit der Frage, inwieweit durch die Kombination der Wärmebehandlungsschritte der Draht- und Federnfertigung die mechanische Auslastbarkeit und die Lebensdauer von Schraubendruckfedern gesteigert werden können. In diesem Zusammenhang wird ein analytisches Modell vorgestellt, welches die Berechnung von Temperatur – Zeit – Verläufen aller Prozessschritte der Drahtvergütung ermöglicht. Es bildet die Basis der vorgestellten Übertragungsstrategie von Wärmebehandlungsregimen aus dem Labor auf den industriellen Prozess.

Als Grundlage umfangreicher experimenteller Arbeiten wird zunächst der industriell äußerst aufwändige Prozess der Durchlaufvergütung von Federstahldraht auf den Labormaßstab übertragen. Die eigens hierfür konstruierte Laborvergüteanlage für Drahtstäbe wird vorgestellt. Anhand von Laborversuchen werden für jeden Teilprozess der Wärmebehandlung optimale Temperatur – Zeit – Regime bestimmt, die Kenngrößen für die analytische Berechnung ermittelt sowie das Berechnungsmodell für den jeweiligen Abschnitt validiert.

Verschiedene Einflussfaktoren auf die Gefügeausbildung des Drahtmaterials sowie die Auswirkungen aller Prozessabschnitte auf die mechanischen Eigenschaften des vergüteten Federstahldrahtes werden diskutiert.

Die umfangreichen experimentellen Ergebnisse werden verwendet, um ein Verhältnis der Fließgrenzen aus Zug- und Torsionsversuch als Ersatz für das bisher verwendete  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnis vorzuschlagen. Bekannte Methoden, welche Zusammenhänge zwischen Wärmebehandlung und Festigkeitskennwerten beschreiben, werden diskutiert und ein weiterer Ansatz vorgestellt.

Als Ergebnis dieser Arbeit wird aufgezeigt, dass durch optimale Auslegung und Kombination der Wärmebehandlungsregime von der Drahtvergütung und des Federanlassens die fiktive technische Torsionsfließgrenze um ca. 10 % erhöht werden kann. Auf Basis von Umlaufbiegeversuchen wird nachgewiesen, dass dieser Zuwachs von  $\tau_{t0,04}^*$  die charakteristische Lebensdauer des Materials im Bereich  $N < 10^7$  Schwingspiele erhöht.

Es wird dargelegt, dass torsionsbelastete Federn aus optimiert hergestelltem Material einen deutlich gesenkten Setzbetrag sowie im Rahmen von Dauerschwingversuchen eine gesteigerte Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich aufweisen.

## Abstract

Is it possible to increase the mechanical loadability and the fatigue resistance of helical compression springs by combining the heat treatment steps of wire and spring manufacture? This is the question this paper deals with. In this context, an analytical model is presented, which allows the calculation of temperature – time – profiles for all process steps involved in the wire oil quenching and hardening. On its basis, a transfer strategy of heat treatment regimes from the laboratory to the industrial process is presented.

In order to handle large numbers of experiments the extremely complex industrial process of the continuous heat - treatment of spring steel wire is transferred to the laboratory scale. Therefore, a specially designed experimental hardening plant for wire rods is presented. Based on laboratory tests, optimized temperature - time regimes are determined for each partial process of the heat treatment, the parameters for the analytical calculations are determined and the calculation model for each respective section is validated.

Various influencing factors on the microstructure of the wire material as well as the effects of all process sections on the mechanical properties of the tempered spring steel wire are discussed.

The extensive experimental results are used to suggest a ratio of the yield and torsional yield point as a substitute for the  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  ratio which is used today. Known methods that describe the relations between heat treatment and mechanical properties are discussed and a further approach is presented.

As a result of this research it is shown that the torsional yield point can be increased by approx. 10 % by optimal design and a combination of the heat treatment regimes from the wire hardening and the spring annealing. Based on rotating bending tests it is shown that this increase of  $\tau_{t0,04}^*$  increases the characteristic fatigue life of the material in the range of  $N < 10^7$  load cycles.

It is demonstrated that torsion-loaded springs made from optimally produced material have a significantly lower presetting amount, as well as an increased fatigue resistance in the low cycle fatigue range in the context of dynamic tests.



# 1 Einleitung

Stahldraht findet in unserer modernen Gesellschaft vielfältige technische Anwendung. Er ist an vielen Stellen für heute selbstverständliche Annehmlichkeiten mitverantwortlich. Zum Beispiel hält Draht Reifen auf der Felge, Freileitungsseile, die die Übertragung von elektrischer Energie über weite Strecken ermöglichen, bestehen aus Draht, Draht trägt Aufzüge, ohne die moderne Wolkenkratzer nur schwer vorstellbar sind, und nicht zuletzt sind einige der berühmtesten Brücken an Drahtseilen aufgehängt.

Insbesondere der ökonomische und ökologische Automobilbau, wie er heute betrieben wird, ist ohne leistungsfähige Drahtprodukte kaum vorstellbar. Umweltbewusstsein hat in der Automobilbranche Einzug gehalten und spiegelt sich im Konzept des „Downsizing“ wider. Einfach ausgedrückt bedeutet Downsizing eine Reduzierung des Hubvolumens eines Verbrennungsmotors. Dies geht jedoch mit einer Reduzierung der Motorleistung einher und würde nicht zuletzt beim Kunden zu Akzeptanzproblemen führen [1]. Als Gegenmaßnahme werden Motorenkonzepte mit höheren Nenndrehzahlen oder höheren Drücken während der Verbrennung eingesetzt [1]. Als gegen Mitte des zwanzigsten Jahrhunderts die Leistungsfähigkeit von Otto-Motoren gesteigert werden sollte, legten bspw. die Ventildfedern die Obergrenze der erreichbaren Drehzahl fest. Um der Bewegung der Nockenwelle bei hoher Drehzahl folgen zu können, benötigt die Feder eine geringe Massenträgheit. Dem entgegen steht die notwendige hohe Federrate, um die Ventile bei hohen Zylinderinnendrücken noch schließen zu können. Zusammengefasst muss eine Feder demnach eine höhere Steifigkeit bei geringerem Eigengewicht realisieren. Zudem muss eine Laufleistung des Motors von mindestens 200.000 km, entsprechend bis zu 300 Mio Lastwechseln, erreicht werden [2]. An dieser Stelle muss wiederum das Augenmerk auf den Draht gerichtet werden, denn eine höher auslastbare Feder ist letztlich mit höher auslastbarem Drahtmaterial zu erreichen.

## 1.1 Zielstellung dieser Arbeit

Die mechanischen Eigenschaften von Drähten und damit die mögliche Auslastbarkeit der daraus gefertigten Federn werden in hohem Maße durch die Wärmebehandlungen während der Draht- und Federnherstellung beeinflusst. Bei der Drahtherstellung werden durch das in dieser Arbeit vorwiegend betrachtete Ölschlussvergüten die mechanischen Eigenschaften des Materials entscheidend beeinflusst bzw. eingestellt. Während der Bearbeitungsschritte der Feder vom Winden über das Anlassen, Kugelstählen,

Vorsetzen bis hin zur Fertigstellung der Feder werden wiederholt Wärmebehandlungen durchgeführt (Bild 1.1). Mit dieser Arbeit sollen die Auswirkungen aller dieser Wärmebehandlungen auf das Festigkeits- und Umformverhalten des Drahtes bzw. auf die daraus hergestellten Federn und auf deren Anwendungseigenschaften aufgezeigt werden. Der Schwerpunkt der Untersuchungen muss jedoch neben dem Vergüten des Drahtes auf dem Federanlassen liegen, da hier die höchsten Temperaturen eingesetzt werden und somit das größte Potential für Festigkeitssteigerungen zu erwarten ist.

Diese Arbeit hat die umfassende Erläuterung der Vorgänge während der verschiedenen Wärmebehandlungsschritte von ölschlussvergüteten Drähten und daraus zu fertigen Federn zum Ziel. Insbesondere soll auf die Abstimmung und Verknüpfung der Wärmebehandlungen eingegangen werden. Zusammenhänge der Veränderungen des Materials und seiner mechanischen Eigenschaften werden erläutert sowie deren Einfluss auf die Lebensdauer hochausgelasteter Federn untersucht. Es soll dargelegt werden, dass durch die exakte Kenntnis und zielgerichtete Optimierung der einzelnen Prozessschritte in der Draht- und der Federnfertigung höher auslastbare Federn bzw. Federn mit erhöhter Lebensdauer möglich sind. Der Fokus dieser Arbeit liegt auf dynamisch beanspruchten Schraubendruckfedern (SDF) aus ölschlussvergütetem Federstahldraht im Zeit- bzw. Dauerfestigkeitsbereich bis maximal  $N \leq 10^8$  Schwingspiele.

Da für eine höhere Auslastbarkeit der Feder im Sinne einer höheren möglichen Oberspannung  $\tau_{ko}$  die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  von höchster Bedeutung ist, wird ein Hauptaugenmerk dieser Arbeit der Beeinflussung der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  gelten. Ebenso wird die Auswirkung der Änderung der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  auf das  $\tau_{t0,04}^* / R_m$ -Verhältnis beurteilt. Es soll untersucht werden, ob eine Einstellung der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  unabhängig von der Zugfestigkeit  $R_m$  möglich ist. Zusätzlich wird untersucht werden, ob die Abstimmung der Wärmebehandlung für statisch oder dynamisch belastete Schraubendruckfedern identisch erfolgen muss. Es erfolgt eine umfassende Beschreibung der Wärmebehandlungen der Prozessketten von Draht- und Federnfertigung. Die Untersuchung des Einflusses der Wärmebehandlung auf den Eigenspannungsabbau ist nicht Bestandteil dieser Arbeit. Um eine zeit- und kostengünstige Abarbeitung aller Versuche zu ermöglichen, werden alle Versuche zunächst im Labormaßstab an Drahtproben durchgeführt. Die Ergebnisse werden in einem weiteren Schritt in die industrielle Fertigung überführt und validiert.



## 1.2 Abgrenzung der Thematik

Schraubenfedern sind die häufigste Federanwendung. Ihre wirtschaftliche Bedeutung lässt sich an einem Jahresumsatz von 600 Mio. Euro allein in Deutschland bemessen [3], [4]. Entsprechend wird den steigenden Anforderungen an die Genauigkeit ihrer Funktion und Gestalt sowie nach besserem Langzeitverhalten, erhöhter Warmfestigkeit, längerer Lebensdauer, höherer Belastbarkeit und vor allem auch nach geringerem Werkstoffein- und Bauvolumen mit hohem Forschungsaufwand begegnet. Seitens der Federhersteller wurden in den vergangenen Jahrzehnten diverse Forschungsarbeiten durchgeführt, die sich mit der Steigerung der Belastbarkeit und der Lebensdauer von Schraubenfedern beschäftigen [5] bis [23]. Der Einfluss der Drahtherstellung auf das Form- und Festigkeitsverhalten wird ebenfalls in die Forschung einbezogen [24] bis [32] sowie [33] und [130].

Im Bereich der Federstahldrähte werden weltweit große Anstrengungen unternommen, die mechanischen Eigenschaften zu verbessern [34], [35], [36]. Die europäische Stahl- und Drahtindustrie beschäftigte sich stark mit der Verbesserung der Materialstruktur und der chemischen Zusammensetzung des Walzdrahtes für die Fertigung von Federstahldrähten, welche sich für die Herstellung dynamisch und thermisch hoch belastbarer Federn eignen. Fortschritte wurden durch Erhöhen des Kohlenstoffanteils und Zulegieren von Silizium, Chrom und Vanadium, die Herstellung der sog. Superclean-Stahlsorten (SC) sowie durch Schälen des Walzdrahtes vor dem Drahtziehen erreicht [37], [38], [39], [40].

Negativ ist zu bewerten, dass die aufgeführten Arbeiten sich entweder mit der Verbesserung der Eigenschaften der Feder durch Änderung der Herstellung und der Bearbeitung der Feder selbst oder ihres Ausgangsmaterials und dessen Herstellung beschäftigen. Arbeiten, welche sich mit Feder- und Drahtherstellung beschäftigen, gibt es jedoch nur wenige [3], [41]. Eine Arbeit, welche die gesamte Prozesskette untersucht, um Optimierungspotential zu identifizieren und nutzbar zu machen, gab es erst mit dem AiF-Forschungsprojekt „Optimierung des Vergüteprozesses SiCr-legierter Federstahldrähte in Verbindung mit der Wärmebehandlung daraus zu fertigender hoch belastbarer Federn“ [42], [43].

Nach Schorcht [44], [45] wird für die Federherstellung eine gute Umformbarkeit bei möglichst geringen Spannungen gefordert, während für Funktion und Einsatz der Feder eine möglichst hohe Festigkeit und damit verbunden ein hohes Energiespeichervermögen anzustreben sind. Grenzen für die Festigkeit der Federstahldrähte ergeben sich

infolge der vorherrschenden Kaltformgebung bei der Federherstellung, da hochfeste Federstahldrähte eine eingeschränkte Duktilität aufweisen. Das gewünschte Festigkeits- und Umformverhalten des Stahldrahtes wird nach Meissner und Blum [46] bis [50] durch die Parameter der Federherstellung vorgegeben (Verarbeitungsgeschwindigkeit, Wickelverhältnis, Vorsetz- und Anlassprozessparameter, Maßhaltigkeit u.a.). Nach Lowack lassen sich die Anwendungseigenschaften des Drahtes durch Parameter beschreiben, die das Funktions- und Langzeitverhalten der Feder kennzeichnen (Kennlinie, Relaxation, Lebensdauer, u.a.m.) sowie deren Masse und Bauraum bestimmen [51], [52]. Die eingeschränkte Duktilität gilt es besonders für die hier behandelten SiCr-legierten ölschlussvergüteten Federstahldrähte zu beachten, welche speziell für dynamisch und thermisch hochbeanspruchte Federn entwickelt wurden [3], [42]. Bei einer Prozessübergreifenden Forschung ist daher in erster Linie auf die Verarbeitbarkeit des Drahtes zu achten.

Von der Forschungsgruppe Draht und Federn der TU Ilmenau durchgeführte Arbeiten [3], [4] zeigen auf, dass im Prozess der Drahtvergütung Reserven zur Verbesserung der Verarbeitungs- und Anwendungseigenschaften SiCr-legierter ölschlussvergüteter Federstahldrähte liegen (vgl. Bild 1.1). Auch diese Arbeiten hatten wiederum lediglich die Herstellung und Untersuchung von Drähten mit höheren Festigkeitswerten nach der Drahtfertigung zum Ziel. Einflüsse durch weitere Wärmebehandlungen im Herstellungsprozess der Feder, wie etwa nach dem Kugelstrahlen oder im Zuge einer Oberflächenveredelung, wurden nicht betrachtet.

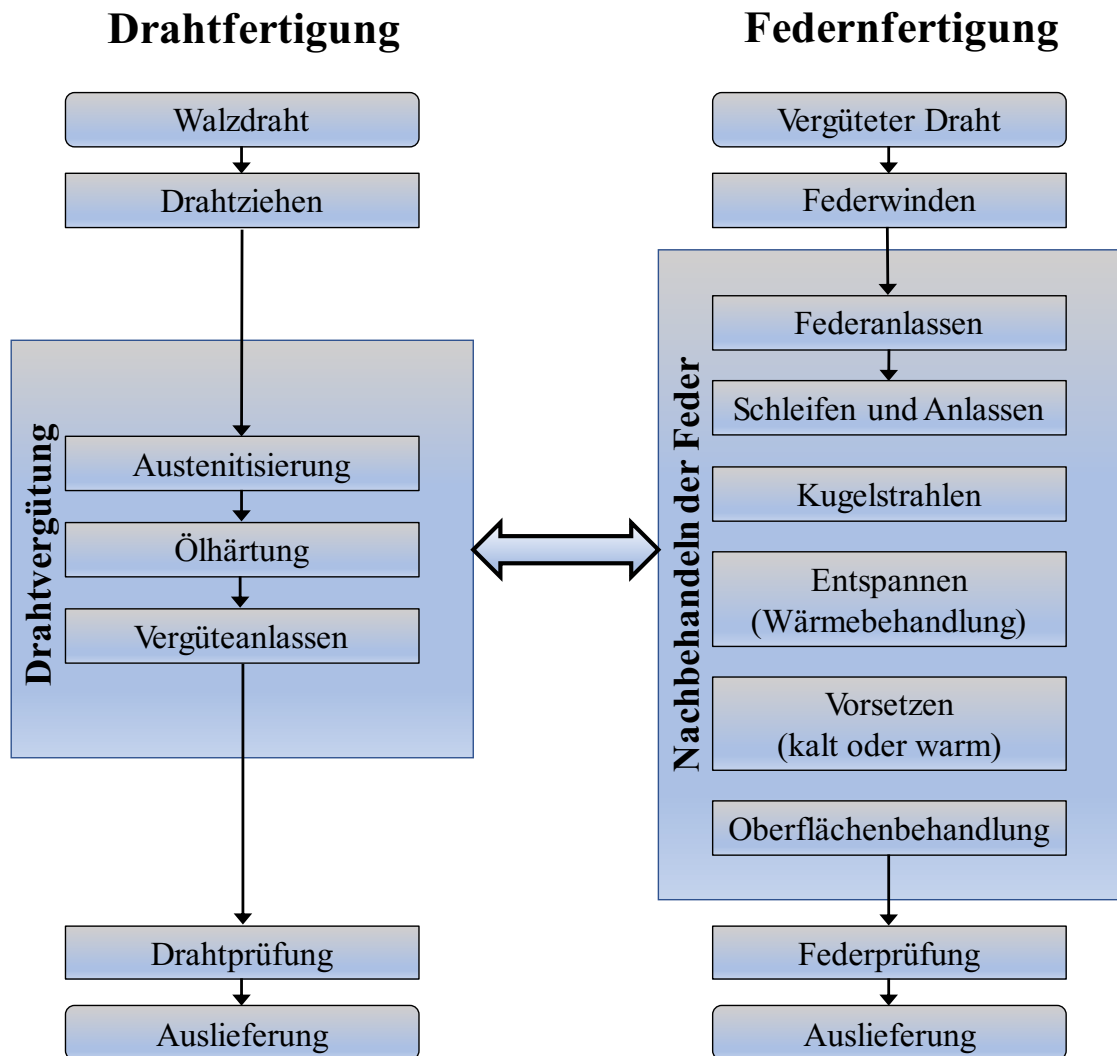


Bild 1.1: Prozessketten zur Herstellung von ölschlussvergütetem Federstahldraht und kaltgeformten Schraubenfedern [43]

### 1.3 Aufbau

In Kapitel 1 wird eine Einleitung in das Thema und die Zielstellung der Arbeit gegeben. Es erfolgt eine Abgrenzung von bisherigen Veröffentlichungen. Im anschließenden Kapitel 2 folgt ein Überblick über die Grundlagen der Herstellung von Schraubendruckfedern, den beschreibenden Parametern und deren Prüfung. Es werden verschiedene Arten von Stahldraht für Federn vorgestellt. Die verwendeten mechanischen Prüfungen sowie spezielle Versuchstechnik werden erläutert.

Kapitel 3 widmet sich dem Vergüteprozess von Federstahldraht. Hierfür wird zunächst ein Überblick über die einzelnen Prozessabschnitte gegeben. Eine bessere Verständlichkeit der nachfolgenden Beschreibungen soll durch eingeführte Indizes und Erläuterung

der Terminologie gegeben werden. Ebenfalls wird in diesem Kapitel die Laborvergüteanlage vorgestellt sowie die Lumped Capacitance Method (LCM) als Grundlage für die analytische Berechnung der Temperatur – Zeit – Verläufe der einzelnen Abschnitte der Wärmebehandlung eingeführt. Nacheinander werden für jeden Prozessschritt die Auswirkungen entweder auf die Materialeigenschaften des Drahtes oder aber auf die statische bzw. dynamische Auslastbarkeit der fertigen Feder aufgezeigt. Die Möglichkeiten der Beeinflussung dieser Eigenschaften durch gezielte Wärmebehandlung werden untersucht. Die Bestimmung der Koeffizienten für die analytische Berechnung des jeweiligen Prozessschrittes wird dargelegt.

Kapitel 4 erläutert die Vorgänge bei der Wärmebehandlung des Bauteils und deren Einfluss auf die statische und dynamische Auslastbarkeit der Feder. Letztlich wird aufgezeigt, dass durch geeignete Kombination aller prozessrelevanten Wärmebehandlungsschritte höher auslastbare Federn hergestellt werden können.

In Kapitel 5 wird das vorgestellte analytische Modell für die Berechnung des Temperatur – Zeit – Verlaufs der einzelnen Prozessschritte als wichtigstes Hilfsmittel für die Analyse und Optimierung der Wärmebehandlung eingesetzt.

In Kapitel 6 bildet das Modell anschließend die Grundlage für die methodische Übertragung der Wärmebehandlungsregime aus dem Labor auf eine beliebige industrielle Durchlaufvergüteanlage. Anhand von Federn aus industriell optimiert vergütetem Draht wird anschließend das Ziel der Arbeit überprüft.

In Kapitel 7 folgt eine finale Betrachtung der Ergebnisse dieser Arbeit. Im anschließenden Ausblick werden Fragestellungen, welche im Rahmen dieser Arbeit aufgetreten sind oder nicht bearbeitet wurden, als Grundlage für künftige Forschung zusammengefasst.

## 2 Grundlagen

### 2.1 Federn

Bei den in der vorliegenden Arbeit behandelten Federn handelt es sich ausschließlich um sogenannte „kaltgeformte Federn“. Diese werden meist aus hochfesten Federwerkstoffen hergestellt [53], welche im anschließenden Abschnitt 2.2 näher vorgestellt werden sollen. Nach Groß besitzt die Feder in den häufigsten Fällen die Gestalt eines Rotationskörpers, wobei die Kräfte in der Achse des Rotationskörpers angreifen und diesen dadurch verkürzen. Der Querschnitt des Drahtes wird dabei überwiegend auf Verdrehen beansprucht [54]. Bei der Herstellung wird der Federkörper durch Winden oder Wickeln aus einem Draht hergestellt [47]. Dieser Draht kann verschiedenste Querschnitte aufweisen.

Da im Laufe der Untersuchungen ausschließlich gewundene Schraubendruckfedern (SDF) aus Draht mit Kreisquerschnitt verwendet wurden, beziehen sich die folgenden Abschnitte auf deren Herstellung und Parameter.

#### 2.1.1 Federparameter

Nach [121] wird eine Norm-Schraubendruckfeder anhand von  $d \times D_m \times L_0$  beschrieben (vgl. Bild 2.5). Die für diese Arbeit verwendeten Federn wurden anhand der in Tabelle 2.1 vorgegebenen Parameter gefertigt.

Prinzipiell ist die Geometrie einer Schraubendruckfeder mit einem Messschieber ermittelbar. Für die automatisierte Vermessung und an Federn mit geringer Steifigkeit, die nicht tastend zu vermessen sind, wird die Geometrie optisch, z.B. mit Kamerasystemen, ermittelt.

Grundsätzlich muss die Auslegung einer Feder stets zwei Kriterien erfüllen. Zum einen muss die Feder ihre Funktion erfüllen, d.h. bei einer bestimmten Kraft  $F$  einen konkreten Federweg  $s$  zurückgelegt haben, bzw. umgekehrt (1), man spricht von der Kraft-Weg-Kennlinie (vgl. Bild 2.3), deren Anstieg gleich der Federrate ist (2). Zum anderen muss eine Feder der angreifenden Belastung standhalten, was bedeutet, das Material muss die auftretenden Spannungen ertragen können (3). Der Draht einer Schraubendruckfeder wird überwiegend auf Torsion beansprucht, die an der Windungsinnen-seite auftretende Spannungsüberhöhung wird durch den Faktor  $k$  berücksichtigt (4) [46]. Da die

Kennwerte für zulässige Torsionsspannungen in den meisten Fällen nicht bekannt sind, wird allgemein mit den Mindestwerten der Zugfestigkeit  $R_m$  gerechnet. Diese wird mit einem Faktor multipliziert, um die zulässige Spannung in Torsionsrichtung zu berechnen [46], [121], (5), (6).

Tabelle 2.1: Vorgabe der Parameter der verwendeten Schraubendruckfedern

$d$ [mm]	$D_e$ [mm]	$D_m$ [mm]	$n_t$	$L_0$	$n_f$	$n_{\ddot{u}}$
3	21	18	6,5	43,5	0,75	0,4
3,6	25,2	21,6	6,5	52	0,75	0,4
4,5	31,5	27	6,5	65	0,75	0,4

Funktionsnachweis:

$$s = \frac{8FD_m^3 n_f}{Gd^4} \quad (1)$$

$$R = \frac{F}{s} = \frac{Gd^4}{8D_m^3 n_f} \quad (2)$$

Festigkeitsnachweis:

$$\tau_{\text{vorh}} = \frac{8FD_m}{\pi d^3} \leq \tau_{\text{zul}} \quad (3)$$

$$\tau_{\text{max}} = k \cdot \tau \leq \tau_{\text{zul}} \quad (4)$$

Zulässige Spannung für nicht vorgesetzte SDF:

$$\tau_{c \text{ zul}} = 0,4 \cdot R_m \quad (5)$$

Zulässige Spannung für vorgesetzte SDF:

$$\tau_{c \text{ zul}} = 0,56 \cdot R_m \quad (6)$$

### 2.1.2 Federherstellung / Winden

Das Federwinden ist in anderen Arbeiten bereits ausgiebig beschrieben [46], [47], [55], [56]. Daher soll anhand Bild 2.1 der für die Herstellung der Probefedern verwendete Windeprozess mittels Zwei-Finger-Windesystem nur kurz erläutert werden.

Der Draht wird von einem ablaufenden Haspel zur Maschine geführt, wo er durch ein oder mehrere Einzugswalzenpaare in die Maschine eingezogen wird. Zwischen dem Austritt aus der Drahtführung und den Windestiften wird er auf eine Kreisbahn gebogen. Sie sind so zu einander ausgerichtet, dass eine vollständige Kreisbahn entsteht. Die Steigung der Windungen wird durch das Einfahren eines Steigungswerkzeuges erzeugt. Ist

die vorgegebene Windungszahl erreicht, wird der Draht mittels eines Messers von der Rohfeder getrennt.

Anschließend folgt eine Entspannungs-Wärmebehandlung. Da sie umgangssprachlich als „Federanlassen“ bezeichnet wird, wird dieser Name auch in dieser Arbeit verwendet werden. Mit dem Federanlassen sollen die im Windeprozess entstandenen Eigenspannungen abgebaut werden. Es folgen weitere Behandlungsschritte, welche die endgültige Geometrie, die Oberflächeneigenschaften sowie den Eigenspannungszustand der Feder einstellen (vgl. Bild 1.1).

Die fertige Feder wird durch alle diese Arbeitsschritte beeinflusst, das Ergebnis beinhaltet neben der Geometrie und den verbleibenden Eigenspannungen im Material auch die Materialeigenschaften wie Gefüge und Festigkeit.

Diese Arbeit wird hauptsächlich den Schritt Federanlassen, also die Wärmebehandlung nach dem Federwinden aufgreifen. Dieser Schritt wird in Kapitel 4 eingehend beschrieben. Auf den Eigenspannungsabbau wird nicht näher eingegangen, dieser wurde zum Beispiel im AiF – Forschungsprojekt „Wärmebehandlung von kaltgeformten Federn“ untersucht [57].

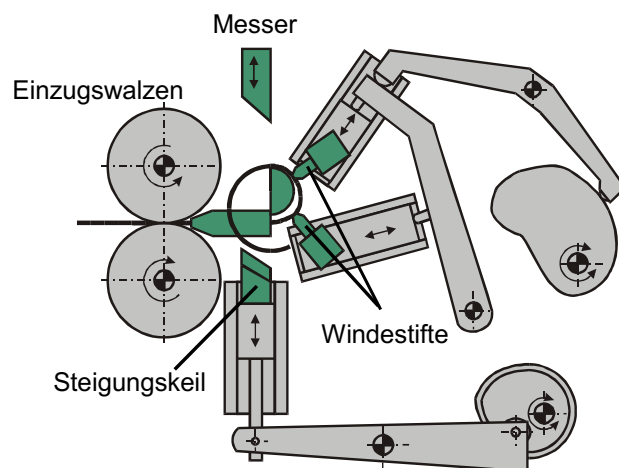


Bild 2.1: Prinzip eines Zwei-Finger-Windesystems [56]

### 2.1.3 Beanspruchung von Federn

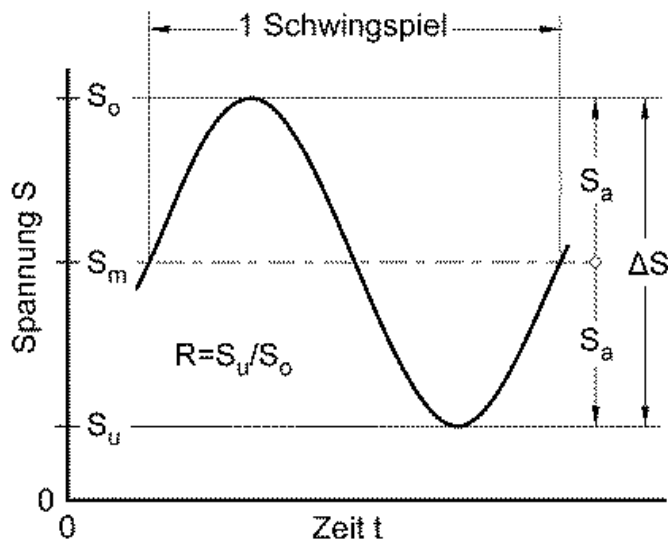
Nach Meissner wird die Beanspruchung einer Feder in statisch, quasistatisch und dynamisch unterschieden [47]. Wird die Feder durch eine konstante Kraft beansprucht, spricht man von statischer Belastung. Eine quasistatische Beanspruchung ist gekennzeichnet entweder durch zeitlich veränderliche Beanspruchungen mit einer Schwingenzahl  $< 10^4$  bei großer Hubspannung oder zeitlich veränderliche Beanspruchungen

mit einer Hubspannung kleiner 10 % der Dauerfestigkeit. Entsprechend werden Beanspruchungen mit einer Hubspannung größer 10 % der Dauerfestigkeit und einer Schwingenspielzahl größer  $10^4$  als dynamische Beanspruchungen bezeichnet [46].

Diese Arbeit bezieht sich auf dynamisch beanspruchte Federn. Bei dynamischer Beanspruchung kann eine große Anzahl von Faktoren zum Ausfall eines Bauteils führen, auch wenn dieses deutlich unterhalb seiner statischen Auslastbarkeit betrieben wird [58], [59]. Die ertragbare Anzahl von sogenannten *Lastspielen* ist daher ein wesentlicher Punkt bei der Auslegung von SDF. Die Definition der Begriffe stammt aus der DIN 50100 [129] bzw. für SDF aus DIN EN 13906-1 [121]. Gekennzeichnet wird der zeitliche Verlauf einer schwingenden Belastung anhand eines Mittelwertes der Spannung  $S_m$  und der Schwingungsamplitude  $S_a$ . Die Beanspruchung schwingt dabei zwischen dem Höchstwert der Spannung  $S_h$  und dem niedrigsten Wert  $S_u$  (vgl. Bild 2.2) [129]. Bild 2.3 stellt den Zusammenhang mit den Begriffen der SDF her.

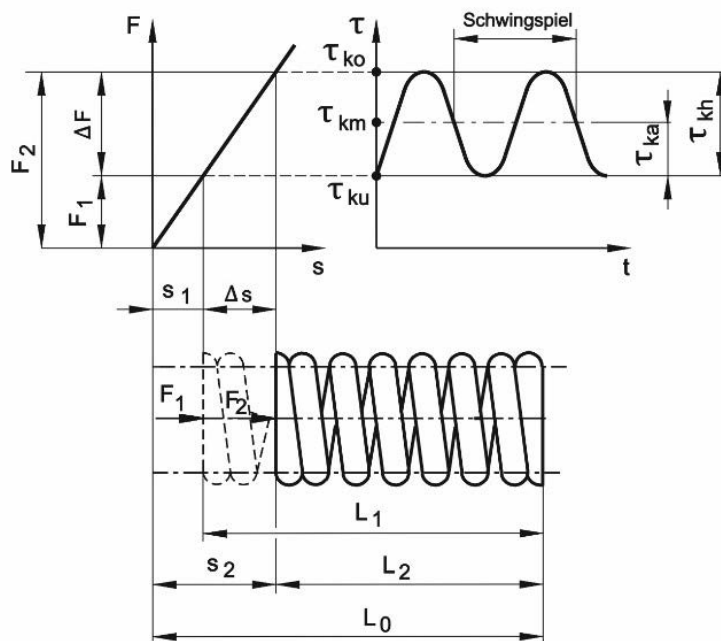
Ob eine SDF bei vorgegebenen Spannungen eine bestimmte Mindestlastspielzahl erreicht, kann anhand von sogenannten Goodman-Diagrammen (z.B. [121]) abgeschätzt werden. Insbesondere für hochausgelastete Ventulfedern mit geforderten Lastwechselzahlen  $> 3 \times 10^8$  [2] reichen diese Diagramme nicht mehr aus, um Aussagen mit genügend hoher Vorhersagewahrscheinlichkeit zu treffen. Üblich sind daher Dauerschwingversuche, welche entweder die vorgegebenen Belastungen nachstellen und abprüfen, ob die geforderte Lebensdauer erreicht wird, oder die sogenannten Wöhler-Versuche. Bei diesen wird eine große Anzahl identischer Federn mit gleicher Mittelspannung  $\tau_{km}$  bei verschiedenen Spannungsamplituden  $\tau_{ka}$  bis zum Bruch geschwungen und die Spannungsamplituden unter Angabe der Mittelspannung über der jeweils zugehörigen Bruchlastspielzahl abgetragen. Bild 2.4 zeigt ein qualitatives Wöhler-Diagramm mit charakteristischen Lastwechselbereichen. Radaj [60] gibt für unlegierte Stähle die Bereiche Kurzzeitfestigkeit mit  $N \leq 10^4$  Lastwechseln; Zeitfestigkeit mit  $10^4 \leq N \leq N_D$  und Dauerfestigkeit  $N_D = 2 \times 10^6$  oder höher bis  $N_D = 1 \times 10^7$  an. Nach neueren Erkenntnissen erfolgt oberhalb von  $10^7$  Lastwechseln ein weiterer Abfall der zulässigen Spannungsamplitude. In diesem als UHCF (Ultra-High-Cycle-Fatigue) bezeichnetem Bereich ist mit einer unendlichen Lebensdauer der Feder zu rechnen [61].



Legende

- $S_o$ : Oberspannung
- $S_u$ : Unterspannung
- $S_m$ : Mittelspannung
- $S_a$ : Spannungsausschlag (Amplitude)
- $\Delta S$ : Schwingbreite der Spannung

Bild 2.2: Spannungs-Zeit-Schaubild beim Dauerschwingversuch (schematisch) [129]

Legende

- $\tau_{ko}$ : korrigierte Torsions-otherspannung
- $\tau_{ku}$ : korrigierte Torsions-unterspannung
- $\tau_{km}$ : korrigierte Torsions-mittelspannung
- $\tau_{ka}$ : korrigierte Spannungsamplitude)
- $\tau_{kh}$ : korrigierte Schwingbreite der Spannung
- $L_1, L_2, L_n$ : Federlängen, zugeordnet den Federkräften  $F_1, F_2, F_n$

Bild 2.3: Geometrische und funktionelle Kenngrößen einer zylindrischen Schraubendruckfeder in Anlehnung an [121]

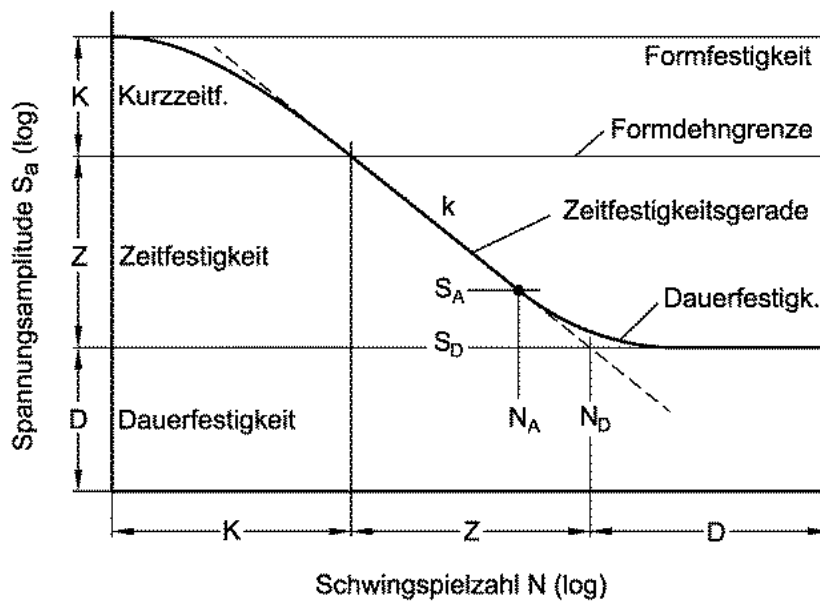


Bild 2.4: Kennwerte einer Wöhlerlinie und Abgrenzung der Bereiche der Dauerfestigkeit (D), der Zeitfestigkeit (Z) und der Kurzzzeitfestigkeit (K) [62]

#### 2.1.4 Setzen

Wird der Werkstoff einer Feder im Betrieb über seine Elastizitätsgrenze hinaus beansprucht, tritt, je nach Höhe der Überschreitung, eine plastische Verformung auf. Im Fall einer SDF verringert sich die unbelastete Länge  $L_0$  um ein bestimmtes Maß. In der Federntechnik wird dieser Vorgang als *Setzen* bezeichnet. Tritt er während des Betriebes der SDF auf, verändert sich durch die verringerte Ausgangslänge die Funktion der Feder. Dies kann zum Ausfall einer Maschine führen. Eine mögliche Gegenmaßnahme bei hochbelasteten SDF ist die Fertigung der Feder mit höherem  $L_0$  und anschließend „Vorsetzen“. Die dabei auftretende Längenänderung im unbelasteten Zustand wird als „Setzbeitrag“ bezeichnet.

Ein weiterer Effekt des Setzens ist das Einbringen von Eigenspannungen bedingt durch die plastische Verformung des Materials. Wird die Feder später in Richtung des Setzens belastet, wirken diese Eigenspannungen sich mindernd auf die Belastungsspannung aus. Die Feder ist dadurch statisch und dynamisch höher auslastbar [46].

#### 2.1.5 Relaxation

Verallgemeinert kann ausgesagt werden, dass nur durch eine Erhöhung der Belastung die Verformung zunimmt. Unter hohen, konstanten Spannungen ist aber zusätzlich,

speziell unter Temperatureinfluss, ein Zeiteinfluss zu beobachten. Dieser Vorgang wird als *Kriechen* bezeichnet.

Der umgekehrte Fall, also konstante Verformung und zeitabhängige Abnahme der Spannungen wird als *Relaxation* bezeichnet [59]. An SDF bedeutet Relaxation einen Kraftabfall bei konstantem Weg. Dieser Kraftverlust kann als Funktion der Zeit gemessen und dargestellt werden. Allgemeine Vorgehensweise ist das Einspannen der Feder auf eine bestimmte Länge. Die zugehörige Kraft  $F_1$  wird zum Zeitpunkt  $t = 0$  bestimmt. Unter Konstanthaltung der Länge sinkt die Spannung in der Feder und zu einem Zeitpunkt  $t = x$  wird die Kraft  $F_1$  wiederum ermittelt. Der Betrag der Relaxation wird aus der Differenz der beiden gemessenen Kräfte ermittelt (7) und als relativer Wert in Prozent dargestellt (8) [46].

$$\Delta F = F_1(t_0) - F_1(t_x) \quad (7)$$

$$Relaxation = \frac{\Delta F \cdot 100 \%}{F_1} \quad (8)$$

Relaxation findet bei erhöhten Temperaturen noch ausgeprägter statt [47]. Es ist daher üblich, Relaxationsversuche unter Temperatureinfluss durchzuführen. Relaxationsdauer und – Temperatur sind dabei vom jeweiligen Werkstoff sowie dem späteren Einsatzfall abhängig.

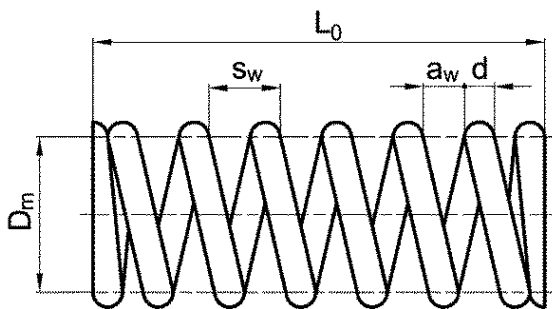


Bild 2.5:  
Geometrie-beschreibende Größen einer  
Schraubendruckfeder [63]

## 2.2 Federstahldraht, Anforderungen, Arten

Die Technologien rund um Stahldraht, seine Herstellung und seine Anwendung sind in der Literatur sehr ausführlich beschrieben. Autoren wie Pomp [64], Enghag [65] und Schneider [66] haben Grundlagen und tiefgründiges Wissen über die Vorgänge beim Erhitzen, Ziehen, Verarbeiten und der Anwendung von Stahldraht zusammengetragen und für Techniker aufbereitet publiziert. Dieser Abschnitt soll dem Leser einen noch

weiter zusammengefassten Überblick über Stahldraht für die Anwendung in Schraubendruckfedern und die daraus abgeleiteten Anforderungen bieten.

### 2.2.1 Anforderungen an und Herstellung von Federstahldraht

Eine Schraubendruckfeder soll nach einer erfolgten Belastung wieder in ihre Ausgangsform zurückkehren. Die dafür nötige Elastizität wird technisch durch den Elastizitätsmodul oder Gleitmodul beschrieben und sollte für Federwerkstoffe möglichst hohe Werte besitzen. Um eine reversible, also elastische, Verformung zu gewährleisten, muss der Werkstoff eine hohe Fließgrenze aufweisen. Dies geht in der Regel mit einer hohen Zugfestigkeit einher [46].

Im Gegensatz dazu wird für die Federherstellung eine gute Umformbarkeit der Drähte bei möglichst geringen Fließgrenzen gefordert. Daraus ergeben sich Grenzen für die Festigkeit, da z.B. SiCr-legierte ölschlussvergütete Federstahldrähte, die speziell für dynamisch und thermisch hoch beanspruchte Federn entwickelt wurden, eine eingeschränkte Duktilität aufweisen.

Federn werden sowohl aus unlegierten, niedriglegierten wie auch hochlegierten Stählen hergestellt [46]. Die hauptsächlich verwendeten Sorten sind *patentiert gezogener*, *ölschlussvergüteter* und *nichtrostender* Federstahldraht. Diese Sorten werden in der DIN EN 10270-1 bis 3 [122], [123], [124] beschrieben (vgl. Tabelle 2.2). Es sei erwähnt, dass teilweise auch Kupfer- bzw. Speziallegierungen verwendet werden, welche hier jedoch nicht weiter beschrieben werden. Der jeweiligen Norm sind chemische Zusammensetzung, geometrische Eigenschaften, Oberflächenausführung, mechanische Eigenschaften, Lieferform und weiteres zu entnehmen. Zudem geben die Normen eine Reihe von Vorschlägen zu Versuchen, mit denen das Material qualifiziert werden kann. Für die Festigkeitsstufungen innerhalb der Sorteneinteilung der Normen wird die Zugfestigkeit  $R_m$  als Hauptkriterium herangezogen, die Duktilität wird durch Mindestforderungen an Brucheinschnürung  $Z$  und Verwindeszahl  $N_t$  beschrieben. Torsionseigenschaften über den Verwindeversuch hinaus werden weder beschrieben noch gefordert.

Tabelle 2.2: Normen für Federdrähte in Anlehnung an [56]

Drahtsorte	Norm	Sorteneinteilung
Patentiert gezogener unlegierter Federstahldraht	DIN EN 10270-1	SL, SM, SH, DM, DH
Ölschlussvergüteter Federstahldraht	DIN EN 10270-2	FDC, FDCrV, FDSiCr, FDSiCrV TDC, TDCrV, TDSiCr, TDSiCrV VDC, VDCrV, VDSiCr, VDSiCrV
Federdraht aus nichtrostenden Stählen	DIN EN 10270-3	X10CrNi18-8: 1.4310 X5CrNiMo17-12-2: 1.4401 X7CrNiAl17-7: 1.4568 X5CrNi18-10: 1.4301 X1NiCrMoCu25-20-5: 1.4539 X2CrNiMoN22-5-3: 1.4462

### 2.2.2 Patentiert gezogener unlegierter Federstahldraht nach DIN EN 10270-1

Diese Drähte erhalten ihren Namen durch ein „Patentieren“ genanntes Wärmebehandlungsverfahren. Dabei wird der Draht zunächst bis oberhalb seiner Austenitisierungstemperatur erwärmt und anschließend je nach Art des Werkstoffes, bei Temperaturen zwischen 400 °C und 600 °C abgeschreckt und isotherm umgewandelt. Die Abschrecktemperatur wird anhand des Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildes (ZTU) des Werkstoffes in Höhe der sogenannten „Perlitnase“ gewählt (Bsp. siehe Bild 2.7 in Kapitel 2.3). Somit entsteht eine für das Drahtziehen günstige Anordnung von Zementit [65].

Die DIN EN 10270-1 unterscheidet einzelne Drahtsorten nach ihrem Anwendungsfall in „statische Beanspruchung oder gelegentliche dynamische Belastung“ (S) und „häufige oder vorwiegend dynamische Beanspruchung“ (D). Weiterhin werden die drei Zugfestigkeitsklassen niedrig (L), mittel (M) und hoch (H) unterschieden (vgl. Tabelle 2.3).

Tabelle 2.3: Federdrahtsorten (in Anlehnung an [122])

Zugfestigkeit	Belastung	Drahtsorte	Einsatzmöglichkeit
Niedrige Zugfestigkeit	statisch	SL	Zug-, Druck-, Dreh- und Formfedern mit geringer statischer oder selten dynamischer Belastung
Mittlere Zugfestigkeit	statisch	SM	Zug-, Druck-, Dreh- und Formfedern mit mittlerer statischer oder geringer dynamischer Belastung
Hohe Zugfestigkeit	statisch	SH	Zug-, Druck-, Dreh- und Formfedern mit hoher statischer oder geringer dynamischer Belastung
Mittlere Zugfestigkeit	dynamisch	DM	Zug-, Druck-, Dreh- und Formfedern mit hoher statischer oder mittlerer dynamischer Belastung
Hohe Zugfestigkeit	dynamisch	DH	Zug-, Druck-, Dreh- und Formfedern mit hoher statischer oder hoher dynamischer Belastung

### 2.2.3 Ölschlussvergüteter Federstahldraht nach DIN EN 10270-2

In DIN EN 10270-2 sind Federdrahtsorten aus unlegierten und (niedrig-)legierten Stählen zusammengefasst, welche ihre Festigkeit durch den Wärmebehandlungsprozess „Vergüten“ erhalten. Dieser besteht aus den Teilvorgängen Härten und Anlassen. Da diese Arbeit sich ausschließlich den verschiedenen Wärmebehandlungen von ölschlussvergütetem Federstahldraht und daraus gefertigten Federn widmet, werden diese Prozesse in den Kapiteln 3 und 4 ausführlich erläutert werden.

Anhand der Norm werden die Sorten bezüglich ihrer vorgesehenen Beanspruchung nach statisch (FD); mittlere Dauerfestigkeit (TD) und hohe Dauerfestigkeit (VD) unterteilt und innerhalb dieser Einteilung nach Zugfestigkeit unterschieden (vgl. Tabelle 2.4).

Tabelle 2.4: Federdrahtsorten (in Anlehnung an [123])

<b>Zugfestigkeit</b>	<b>statisch</b>	<b>mittlere Dauerfestigkeit</b>	<b>hohe Dauerfestigkeit</b>
Niedrige Zugfestigkeit	FDC	TDC	VDC
Mittlere Zugfestigkeit	FDCrV	TDCrV	VDCrV
Hohe Zugfestigkeit	FDSiCr	TDSiCr	VDSiCr
Sehr hohe Zugfestigkeit	FDSiCrV	TDSiCrV	VDSiCrV

#### 2.2.4 Nichtrostender Federstahldraht nach DIN EN 10270-3

In DIN EN 10270-3 [124] sind einige (hoch-)legierte, nichtrostende Stähle zusammengefasst, welche für die Herstellung von Federn verwendet werden (vgl. Tabelle 2.2). Die Norm fasst diese zusammen und gibt Zugfestigkeiten für die Werkstoffe vor. Eine weitere Unterteilung nach Anwendungsgebiet wird nicht vorgenommen. Auch das Herstellverfahren wird dem Hersteller überlassen.

#### 2.2.5 Federstahldraht im Rahmen dieser Arbeit

Diese Arbeit beschäftigt sich mit Federstahldraht für hoch ausgelastete, dynamisch betriebene Schraubendruckfedern. Gefertigt werden diese beinahe ausschließlich aus Draht nach DIN EN 10270-2. Daher behandeln die folgenden Abschnitte, wie auch die gesamte Arbeit, ölschlussvergütete Federstahldrähte.

### 2.3 Vergütung

„Unter Vergüten versteht man die kombinierte Wärmebehandlung Härten und nachfolgendes Anlassen“ [59]. Nach Schumann [33] wird mit Wärmebehandlung eine Folge der Prozessschritte Erwärmen, Halten und Abkühlen verstanden (Bild 2.6). Nach DIN EN 10052 [130] besteht die Wärmebehandlung Härten aus den Teilen Austenitisierung und Abkühlen, wobei die Bedingungen so einzustellen sind, dass eine möglichst vollständige Umwandlung in Martensit erfolgt. Als Austenitisieren wird das Erwärmen des Stahls über seine  $A_{c3}$ -Temperatur bezeichnet. Dabei findet der Phasenwechsel von  $\alpha$  - Eisen  $\rightarrow$   $\gamma$  - Eisen, also Ferrit  $\rightarrow$  Austenit statt [24]. Wird beim Abkühlen unter die  $M_s$ -Temperatur die kritische Abkühlgeschwindigkeit  $v_{kr}^0$  überschritten, so wird der Austenit in Martensit umgewandelt [59]. Die Temperaturen und kritischen Abkühlgeschwindigkeiten sind dem ZTU-Schaubild des jeweiligen Stahles zu entnehmen [59] (Bsp. siehe

Bild 2.7 Kurve 2). Durch dieses schnelle Abkühlen, häufig auch als Abschrecken bezeichnet, können die im Eisen gelösten Kohlenstoffatome bei dem Übergang von  $\gamma \rightarrow \alpha$  nicht genügend schnell an freie Gitterplätze der Elementarzelle diffundieren. Dadurch entstehen verzerrte Elementarzellen, was wiederum dem Stahl eine hohe Härte und daraus resultierend hohe Festigkeit verleiht. Der entstandene Martensit ist jedoch so spröde, dass er insbesondere für Federn in dieser Form nicht anwendbar ist. Im Anschluss an das Härten wird der Stahl daher angelassen, indem er auf eine Temperatur zwischen Raumtemperatur und  $A_{c1}$  – Temperatur erwärmt wird [67]. Der Kohlenstoff kann so auf freie Zwischengitterplätze diffundieren. Die Härte des Stahls nimmt dabei ab, Dehnung, Einschnürung und Biegezahl nehmen hingegen zu. Die strukturellen und metallurgischen Vorgänge während des Vergütens werden im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 3 näher erläutert werden.

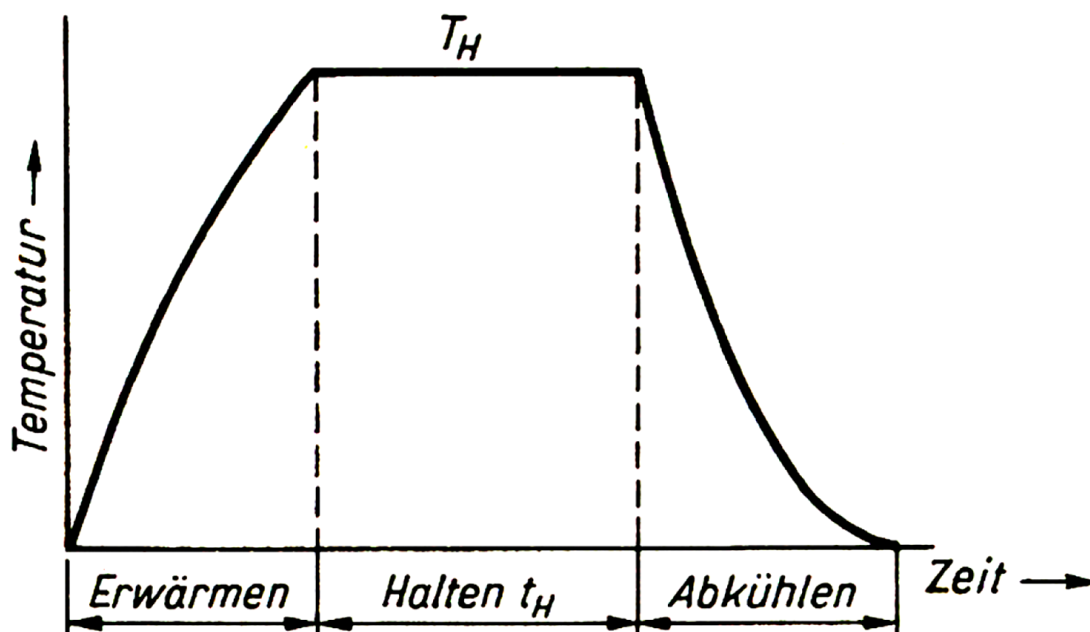


Bild 2.6: Temperatur-Zeit-Regime einer Wärmebehandlung (zur Begriffsdefinition);  
 $T_H$  Haltemperatur;  $t_H$  Haltezeit [33]



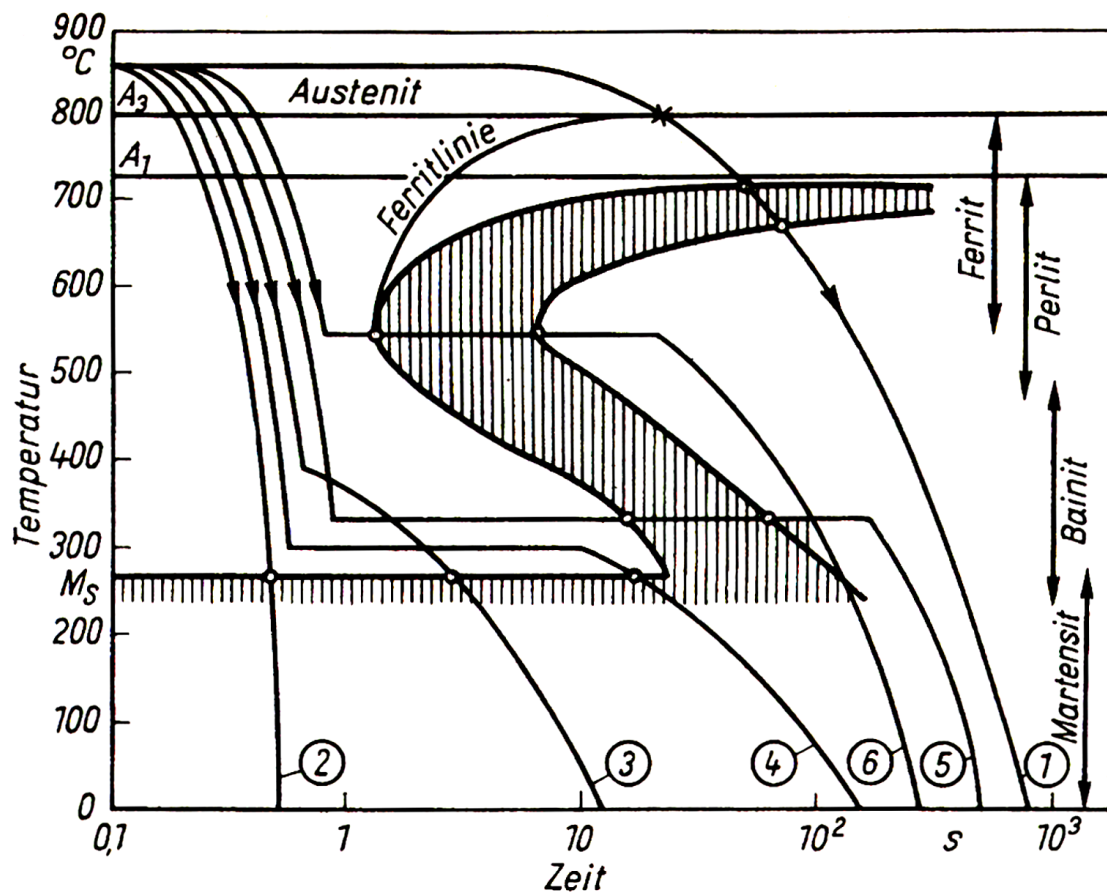


Bild 2.7: Vergleich verschiedener Wärmebehandlungen in einem schematischen ZTU-Diagramm: 1-Normalglühen, 2-Härten, 3-gebrochene Härtung, 4-Warmbadhärtung, 5-Zwischenstufenvergütung, 6-Patentieren [33]

## 2.4 Gefüge

Die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes werden in hohem Maße von seinem Gefügebau bestimmt. Diese Gefüge qualitativ und quantitativ mittels optischer Verfahren zu beschreiben, ist die Aufgabe der *Metallographie* [68]. Im Rahmen der Produktions- und Qualitätskontrolle wird das Gefüge ölschlussvergüteter Drähte betrachtet, um z.B. vollständige Gefügeumwandlung, Homogenität, Einschlüsse, Ausscheidungen und Korngröße / Gefügefinesse zu überprüfen. Im dafür angefertigten Querschliff kann ebenso überprüft werden, ob die nach DIN EN 10270-2 [123] zulässige Randentkohlungstiefe eingehalten wurde.

Im Rahmen dieser Arbeit werden Gefügeanalysen verwendet, um Vergüteregime mit Blick auf Gefügefinesse, Homogenität und Restaustenitgehalt zu vergleichen.

## 2.5 Materialkennwerte

Ob ein Draht für die Herstellung und den anschließenden Betrieb einer Schraubendruckfeder zu verwenden ist, hängt neben der Gleichmäßigkeit seiner Formmaße und seiner Oberflächenqualität sehr stark von seinen mechanischen Eigenschaften ab. Zur Ermittlung dieser Eigenschaften werden zum einen genormte Prüfverfahren, zum anderen, besonders bei Federn bzw. deren Ausgangsmaterialien, spezielle Prüfmethoden verwendet. Unterschieden werden dabei statische und dynamische Prüfungen.

### 2.5.1 Statische Materialkennwerte

#### 2.5.1.1 Zugversuch

Der Zugversuch ist in DIN EN ISO 6892-1 [131] genormt. Er dient der Erfassung des Spannungs-Dehnungs-Diagramms. Dafür wird eine Drahtprobe mit der Anfangslänge  $L_0$  eingespannt und durch ansteigende Zugkraft bis zum Bruch gedehnt. Während des Versuchs werden kontinuierlich die aufgebrachte Kraft  $F$  und die Länge der Probe  $L$  aufgezeichnet. Es entsteht zunächst ein Kraft-Längenänderungs-Diagramm, wobei die Längenänderung  $\Delta L$  nach Formel (9) berechnet wird. Auf diese Weise sind die Materialkennwerte jedoch abhängig von den Abmessungen der Probe. Die Kraft wird daher auf den Ausgangsprobenquerschnitt  $A_0$  (10) und die Längenänderung auf die Ausgangslänge  $L_0$  (11) bezogen, um das Spannungs-Dehnungsdiagramm ( $\sigma$ - $\varepsilon$ -Diagramm) zu erzeugen. Da aufgrund der Querkontraktion der Probe der wahre Querschnitt bis zum Bruch abnimmt, ist zu beachten, dass es sich bei den ermittelten Spannungen um *nominelle* Spannungen, sogenannte „Ingenieurs-Spannungen“ handelt.

$$\Delta L = L - L_0 \quad (9)$$

$$\sigma_z = \frac{F}{A_0} \quad (10)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (11)$$

#### 2.5.1.2 Torsionsversuch

Einen genormten Versuch zur Ermittlung von Drahtkennwerten unter Torsionsbeanspruchung gibt es nicht. Die Versuchsdurchführung ist jedoch an den Zugversuch angelehnt, der Versuch wird mittels einer von der Forschungsgruppe „Draht und Federn“ der TU Ilmenau entwickelten Prüfmaschine durchgeführt. Eine Drahtprobe mit der

Ausgangslänge  $L_0$  wird durch ein Torsionsmoment  $M_t$  verdreht. Analog zum Zugversuch ist die Beanspruchung bis zum Bruch möglich. Die Torsionsspannung  $\tau_t$  wird gemäß Formel (12) berechnet. Entsprechend des Abstandes  $r$  von der Drahtachse (= Drehachse) entsteht so über dem Probenquerschnitt eine unterschiedliche Torsionsbeanspruchung  $\tau_t$ . Da die maximale Torsionsspannung in der äußersten Randfaser auftritt, muss in den Gleichungen (13) und (14) der maximale Abstand zwischen neutraler und Randfaser  $r = d / 2$  eingesetzt werden. Gleichung (14) liefert damit die Schiebung  $\gamma$  analog zur Dehnung  $\epsilon$  aus dem Zugversuch. Mit den berechneten Werten wird die Torsionsspannungs-Schiebungs-Kennlinie berechnet (Bild 2.8). Es ist zu beachten, dass die Berechnung der Torsionsspannung nach (12) nur für rein elastische Verformungen gilt. Die Bestimmung von Fließ-, Dehn- bzw. Bruchgrenzen geschieht jedoch im plastisch-elastischen Bereich. Es hat sich dennoch bewährt, die berechneten Werte für den Vergleich von Drahtmaterial zu verwenden. Sie sind jedoch als fiktive Spannungen zu bezeichnen und werden mit \* gekennzeichnet [69]. Reich zeigte in [70] auf, dass die „wahren“ Torsionsspannungen während des Torsionsversuches im elastisch-plastischen Verformungsbereich deutlich niedriger liegen.

$$\tau_{t \max}^* = \frac{M_t}{W_t} \quad (12)$$

$$W_t = \frac{I_P}{\frac{d}{2}} = \frac{\pi \cdot d^4 \cdot 2}{32 \cdot d} = \frac{\pi \cdot d^3}{16} \quad (13)$$

und

$$\gamma = \arctan \left( \frac{\hat{\varphi} \cdot d}{2 \cdot l} \right) \cdot 100 \text{ [\%]} \quad (14)$$

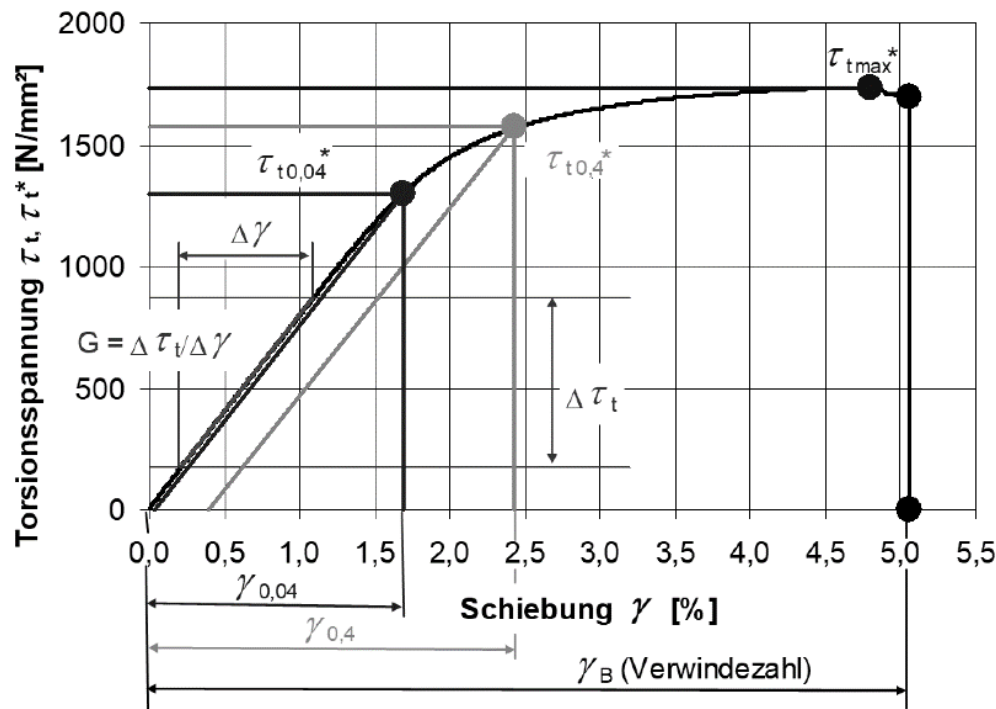


Bild 2.8: Torsionsversuchskennlinie und zu bestimmende Parameter [71]

Die statischen Materialkennwerte aus dem Zug- bzw. Torsionsversuch, welche im Rahmen dieser Arbeit für die Beschreibung der Federstahldrähte verwendet werden, sind Tabelle 2.5 und Tabelle 2.6 zu entnehmen.

Tabelle 2.5: Drahtparameter, ermittelt aus dem Zugversuch

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$R_{p0,01}$	Zugfließgrenze; Proportionalitätsgrenze; Zugspannung bei 0,01 % plastischer Dehnung	MPa
$R_{p0,05}$	Zugfließgrenze; Zugspannung bei 0,05 % plastischer Dehnung	MPa
$R_{p0,2}$	Zugdehngrenze; Streckgrenze; Zugspannung bei 0,2 % plastischer Dehnung	MPa
$R_m$	Zugfestigkeit; maximale Zugspannung	MPa
$A_g$	Gleichmaßdehnung	%
$A$	Gesamtdehnung	%
$Z$	Brucheinschnürung	%
$E$ -Modul, $d\sigma/d\varepsilon$	Elastizitätsmodul bzw. Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kennlinie im elastischen Bereich	GPa

Tabelle 2.6: Drahtparameter, ermittelt aus dem Torsionsversuch

Formelzeichen	Benennung	Einheit
$N_t$	Verwindenzahl	
$\tau_t$	Torsionsspannung im elastischen Bereich	MPa
$\tau_t^*$	Fiktive Torsionsspannung im plastischen Bereich	MPa
$\tau_{tF}^*$	Fiktive Torsionsfließgrenze	MPa
$\tau_{t0,04}^*$	(fiktiver) Torsionsspannungswert bei 0,04 % plastischer Schiebung, Torsions-Elastizitätsgrenze, technische Fließgrenze bei Torsionsbelastung	MPa
$\tau_{t0,4}^*$	(fiktiver) Torsionsspannungswert bei 0,4 % plastischer Schiebung, Torsions- Dehngrenze	MPa
$\tau_{tmax}^*$	Maximale Torsionsspannung (Torsionsfestigkeit)	MPa
G-Modul, $d\tau/d\gamma$	Gleitmodul bzw. Anstieg der Spannungs-Schiebungs-Kennlinie im elastischen Bereich	GPa

### 2.5.1.3 Kennwerte zur Beschreibung der Anstiege von Spannungs-Verformungskurven

Für die Bestimmung des  $E$ -Moduls werden in [132] drei Varianten vorgeschlagen:

- als Verhältnis von einem Spannungswert und dem dazugehörigen Dehnungswert unterhalb der Proportionalitätsgrenze
- Tangentenmodul: Anstieg der Spannungs-Dehnungskurve an einem bestimmten Spannungs- oder Dehnungswert
- Sekantenmodul: Anstieg der Sekante zwischen zwei Punkten der Spannungs-Dehnungskurve unterhalb der Fließgrenze

Das Ergebnis dieser Verfahren ist jeweils ein Wert für den  $E$ -Modul bzw. für die Steigung des elastischen Abschnitts der Spannungs-Dehnungs- bzw. Schiebungs-Kennlinie. Für die Auswertung der Zug- und Torsionsversuche an den Federstahldrähten hat es sich aber als sehr hilfreich erwiesen, ein weiteres Verfahren einzuführen. Dabei wird aus der Spannungs-Dehnungs- bzw. Schiebungs-Kennlinie ein gleitender Differenzenquotient gebildet und über der Gesamtdehnung bzw. -schiebung dargestellt (Bild 2.9 bis Bild 2.12). Die Darstellung des gleitenden Differenzenquotienten entspricht der Ableitung der Spannungs-Dehnungs- bzw. Schiebungs-Kennlinie. [72], [73]

Diese Ableitungskurve zeigt ein im mathematischen Sinne tatsächlich differenziertes Bild der Spannungs-Dehnungs-Kennlinie. Es wird deutlich, wie sich der Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kennlinie und damit das Materialverhalten im elastisch – plastischen Übergang tatsächlich ändert. [72], [73]

Die Auswertung der Ableitungskurve bietet folgende Möglichkeiten zur Bestimmung der Steigung des elastischen Teils der Spannungs/Extensometer-Dehnungs-Kurve  $m_E$  bzw., bei entsprechend verwendeter Versuchstechnik und –durchführung, zur Bestimmung des  $E$ -Moduls bzw.  $G$ -Moduls:

- Mittelwert des Anstieges innerhalb von zwei vorgegebenen Dehnungs- bzw. Schiebungsgrenzen (Bild 2.10 und Bild 2.12)
- Anstieg der Spannungs-Dehnungskurve an einem bestimmten Spannungs- oder Dehnungswert (entspricht Tangentenmodul  $b$ )
- Approximation der Ableitungskurve, z.B. über ein Polynom.

Im Rahmen der Untersuchungen hat sich der Mittelwert des Anstieges innerhalb von zwei vorgegebenen Dehnungs- bzw. Schiebungsgrenzen als sehr gute Auswertemöglichkeit gezeigt. Da es sich dabei nicht um einen  $E$ -Modul oder  $G$ -Modul im strengsten Wortsinne handelt, wurde zu einer Bezeichnung als Mittelwertes der Ableitungskurve der Zug-Kennlinie  $d\sigma/d\varepsilon$  bzw. des Mittelwertes der Ableitungskurve der Torsions-Kennlinie  $d\tau/d\gamma$  jeweils in einem festgelegten Dehnungs- bzw. Schiebungsbereich übergegangen. In Bild 2.10 wurde im Bereich  $0,3 < \gamma < 0,6$  ausgewertet, in Bild 2.12 wurde im Bereich  $0,2 < \varepsilon < 0,4$  ausgewertet. Bild 2.9 bis Bild 2.12 zeigen die Torsions- bzw. Zugkennlinien sowie die zugehörigen Ableitungskurven von Proben aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 3,9$  mm im vergüteten und nachträglich wärmebehandelten Zustand. Erstellt wurden diese Proben mit jeweils identischen Parametern der Vergütung. Hier ist ein deutlicher Abfall von  $d\tau/d\gamma$  bzw.  $d\sigma/d\varepsilon$  bereits im Bereich  $\gamma$  bzw.  $\varepsilon < 1$  % zu erkennen. Der ölschlussvergütete Federstahldraht weist entsprechend keinen bzw. keinen ausgeprägten linear – elastischen Bereich auf.

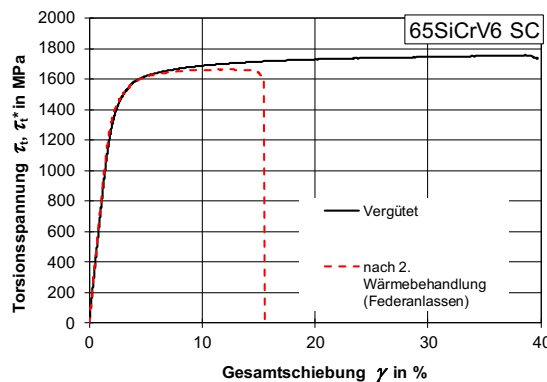


Bild 2.9:  
Torsionskennlinien von Draht aus 65SiCrV6 SC im vergüteten und nachträglich wärmebehandelten Zustand

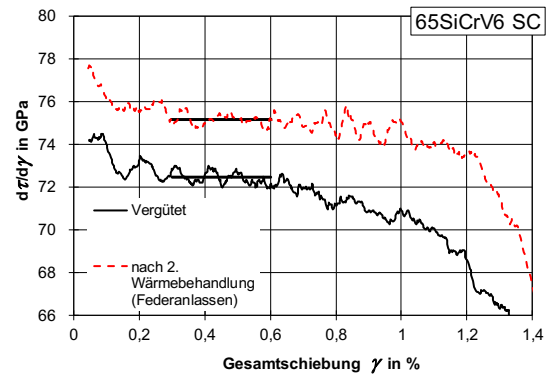


Bild 2.10:  
Ableitungskurven  $d\tau/d\gamma$  der Torsionskennlinien von Draht aus 65SiCrV6 SC im vergüteten und nachträglich wärmebehandelten Zustand

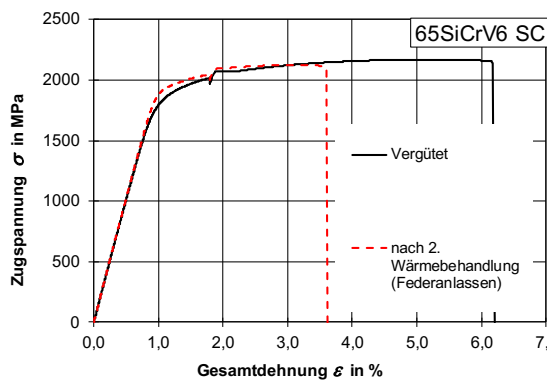


Bild 2.11:  
Zugkennlinien von Draht aus 65SiCrV6 SC im vergüteten und nachträglich wärmebehandelten Zustand

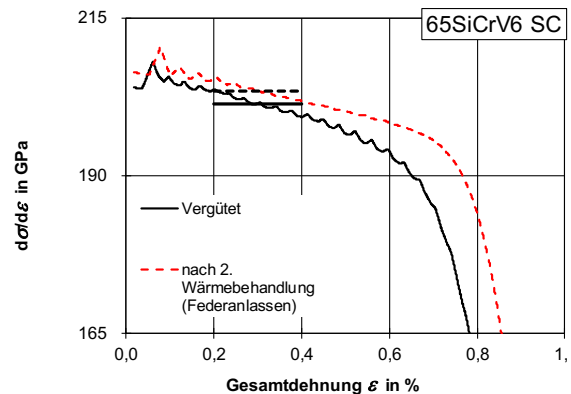


Bild 2.12:  
Ableitungskurven  $d\sigma/d\varepsilon$  der Zugkennlinien von Draht aus 65SiCrV6 SC im vergüteten und nachträglich wärmebehandelten Zustand

## 2.5.2 Dynamische Materialkennwerte

Federn aus ölschlussvergüteten Drähten werden in nahezu allen Fällen für dynamische Beanspruchungen eingesetzt. Daher ist es notwendig, neben den statischen Materialkennwerten auch dynamische Kennwerte zu ermitteln.

Für Drahtmaterial wurde im Rahmen dieser Arbeit die Umlaufbiegeprüfung als dynamisches Prüfverfahren zur Ermittlung der Materialkennwerte eingesetzt. Das Verfahren der Umlaufbiegeprüfung wird für Normproben durch DIN 51220 (Werkstoffprüfung und -Prüfmaschinen) [128], ISO 1143 (Rotating bar bending fatigue testing) [126] und DIN 50113 (Umlaufbiegeversuch) [127] beschrieben. Bei der Umlaufbiegeprüfung werden die Probenenden in Lagerungen aufgenommen und rotatorisch angetrieben. Mittels

verschiedener Verfahren wird in die Probe eine Biegespannung eingeleitet. Je nach Prüfverfahren werden die Proben z. B. mit einem nahezu konstanten Biegemoment über die gesamte eingespannte Probenlänge belastet oder die Sollspannung bildet sich nur in einem kleinen Abschnitt der Probe aus [74].

Neben den bereits unter 2.1.3 beschriebenen Wöhler-Kurven wird zur Auswertung von Umlaufbiegeprüfungen die Weibull-Verteilung verwendet. „Die Weibull-Verteilung ist eine stetige Verteilung zur Darstellung von Lebensdauermerkmalen und zur Auswertung von lebensdauerbeeinflussenden Lastmerkmalen.“ [75] Im Rahmen dieser Arbeit werden die Parameter Ausfallsteilheit  $b$  und charakteristische Lebensdauer  $T$  für den Vergleich verschieden bearbeiteter Drahtproben aus identischen Materialchargen herangezogen. Dafür wurden die in Versuchen gewonnenen Daten in MS Excel mit einer Vorlage aus [75] ausgewertet.

Da während des Betriebs von SDF überwiegend Torsionsspannungen auftreten, wurden in neueren Untersuchungen auch Versuche mit einem dynamischen Torsionsprüfstand durchgeführt [63], [76].

Die Prüfung von Materialkennwerten bietet gegenüber Bauteilkennwerten deutliche Vorteile. Zum einen kann durch deutlich höhere Prüffrequenzen die Prüfdauer erheblich reduziert werden. Zum anderen wird der materielle Aufwand der Bauteilfertigung eingespart.

## **2.6 Materialprüfung / Prüftechnik**

### **2.6.1 Der Torsionsprüfstand**

Mit dem Wissen um die Relevanz, Torsionskennwerte des Drahtes für die Auslegung von SDF zu verwenden, ergibt sich die Notwendigkeit, diese Werte im Versuch zu ermitteln. Auf dem Markt gibt es jedoch keine Prüfstände, die diese Kennwerte mit der erforderlichen Genauigkeit zu messen vermögen. Daher wurde von der Firma TIRA nach Vorschlägen der Forschungsgruppe Draht und Federn der TU Ilmenau ein Torsionsprüfstand aufgebaut (Bild 2.13). Dieser Prüfstand eignet sich zur Aufnahme der Torsionskennlinie von Drähten mit einem Durchmesser  $d = 0,8 \text{ mm}$  bis  $d = 4,5 \text{ mm}$ . Der Draht wird mittels Spannzangen aufgenommen und an einem Ende definiert tordiert, während am anderen Drahtende das Torsionsmoment durch einen Torsionsmomentaufnehmer aufgezeichnet wird. Da für die Auswertung des Versuches eine präzise Bestimmung der Schiebung



unerlässlich ist, muss die exakte Länge des tordierten Drahtes bekannt sein. Um dies zu gewährleisten, wurden durch die Forschungsgruppe Feinschiebungsaufnehmer entworfen, welche auf einer definierten Länge des Drahtes die Verdrehung präzise messen. Dabei ist die Verdrehwinkeldifferenz  $\Delta\phi$  beider Drehgeber bezogen auf diesen Abstand  $\Delta l$  (Messlänge) ein Maß für die Schiebung  $\gamma$ .

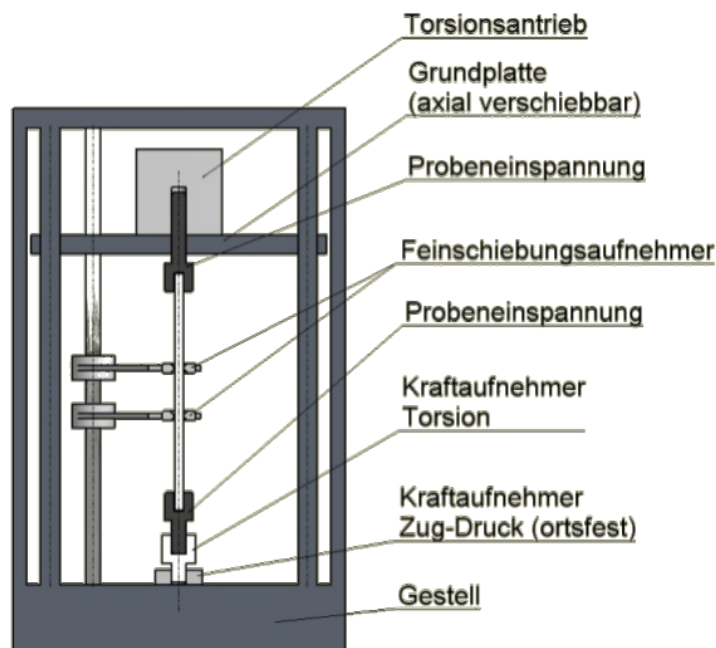


Bild 2.13: Schematische Darstellung des Torsionsprüfstandes [77]

## 2.6.2 Umlaufbiegeprüfmaschine

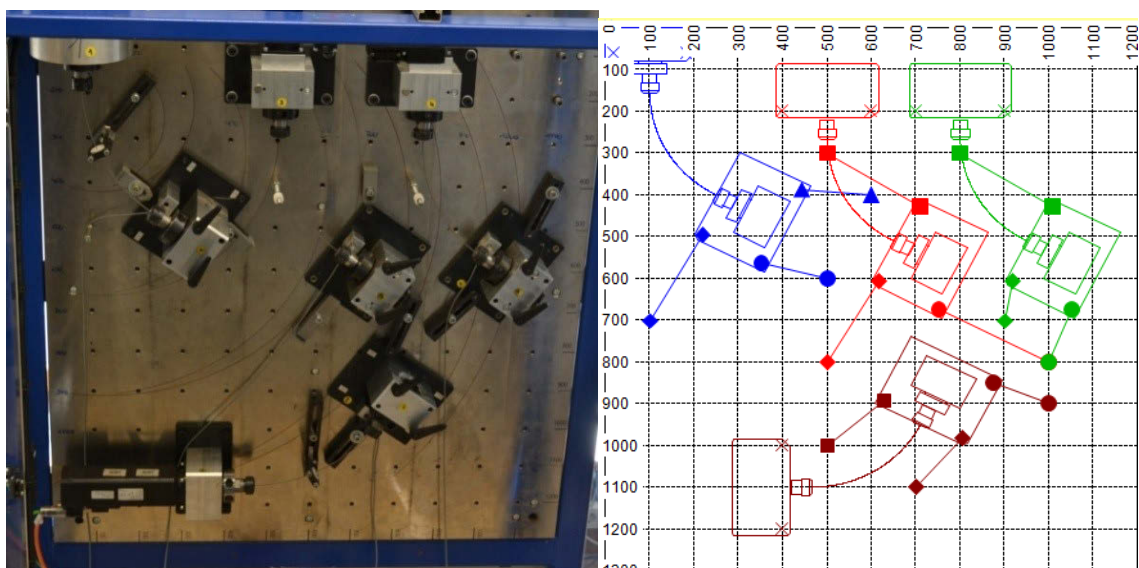


Bild 2.14: Prüfmaschine und Excel – Anwendung der Forschungsgruppe Draht und Federn an der TU Ilmenau [78]

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten dynamischen Untersuchungen an Drahtmaterial wurde eine von der Forschungsgruppe Draht und Federn an der TU Ilmenau eigenentwickelte Umlaufbiegeprüfmaschine eingesetzt. Diese kann wie in Bild 2.14 (links) dargestellt gleichzeitig bis zu vier Drahtproben prüfen. Die Maschine ist äußerst flexibel hinsichtlich Probendurchmesser und abgeprüftem Volumen. Durch die querkraftfreie Einleitung des Biegemomentes herrscht über die gesamte Probenlänge eine konstante Biegespannung. Die nahezu identische Drahtlänge von zwei Prüfvorgängen ermöglicht aussagekräftige Vergleiche. Dies setzt jedoch sehr genaue Probenlängen voraus [79]. Die Einrichtparameter lassen sich benutzerfreundlich über eine MS Excel – Anwendung berechnen – vgl. Bild 2.14 (rechts). Die Einrichtung der Prüfplätze erfolgt sehr präzise, jedoch mit einem erhöhten Zeitaufwand gegenüber anderen Maschinen.

### **2.6.3 Erwärmungsmessung mit Thermoelementen**

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedenste Erwärmungsmessungen durchgeführt, Abkühlkurven aufgenommen und Wärmebehandlungsanlagen vermessen. Zum Einsatz kamen dabei verschiedenste Thermoelemente in Kombination mit Messgeräten des ALMEMO 2890. Die Messung der Temperatur eines Mediums mittels Thermoelement ist nicht kompliziert. Den Erwärmungsverlauf eines Drahtes in einem Medium wie Blei oder in verschiedenen Ofenumgebungen zu vermessen, bedarf jedoch einiger Vorbereitung. Die Spitze des Thermoelementes muss das Probenmaterial zwingend berühren und darf keiner direkten Wärmestrahlung des Ofens bzw. keinem direkten Kontakt mit dem umgebenden Medium ausgesetzt werden. Ideal funktioniert dies, wenn das Thermoelement durch eine Bohrung in die Mitte des Drahtes eingeführt werden kann. Dazu wird eine Bohrung mit einem Durchmesser etwa 0,1 mm – 0,2 mm größer als der des Thermoelementes unter einem spitzen Winkel in die Mitte des Drahtes eingebracht (Bild 2.15). Dazu kann es nötig sein, vor dem Bohren den Draht mit einer Fläche 90° zu dem Bohrungswinkel zu versehen. Erfolgen kann dies z.B. durch Fräsen.

Für Schleppmessungen durch industrielle Anlagen erwiesen sich Thermoelemente des Typs „K“ (NiCr – Ni) oder des Typs „N“ (NiCrSi – NiSi) mit Durchmessern von 1,5 mm bis 2 mm als sehr gut geeignet. Die Länge des Thermoelements wurde je nach Anwendungsfall gewählt und hat bis zu 70 m betragen.

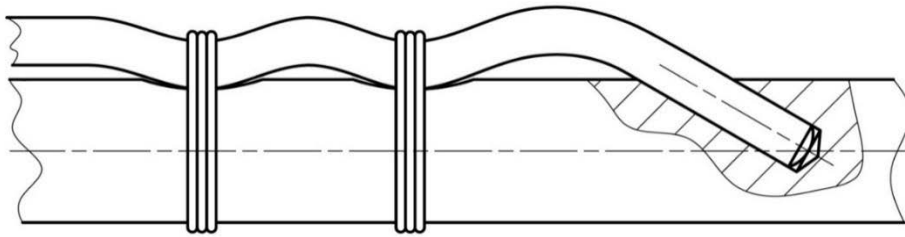


Bild 2.15: Einbringen eines Thermoelementes in den Draht

## 2.7 Das Verhältnis $\tau$ zu $R_m$

Dem Stand der Technik folgend werden Federstahldrähte nach EN 10270-2: Stahldraht für Federn – Teil 2: Ölschlussvergüteter Federstahldraht [123] auf Basis der Zugfestigkeit  $R_m$  ausgelegt. Da der Draht einer Schraubendruckfeder im Betrieb hauptsächlich auf Torsion beansprucht wird, ist die Federn selbst gemäß (3) anhand der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}$  auszulegen.

Da für den Torsionsversuch aufgrund der noch nicht zur industriellen Nutzung bereitstehenden Versuchstechnik und deren Beherrschbarkeit noch keine Norm existiert, wird mittels eines Faktors entsprechend der Federfertigungstechnologie (z.B. gesetzt oder ungesetzt) die Zugfestigkeit des Federdrahtes in eine zulässige Torsionsspannung  $\tau$  umgerechnet und damit die Federgeometrie ausgelegt. Diesem Faktor  $\tau/R_m$  wird in DIN EN 13906 der Wert 0,56 zugeordnet [69]. Das gilt jedoch nur für eine angelassene, vorgesetzte Druckfeder. Ein Rückschluss von den Ergebnissen des Zugversuches auf das Torsionsverhalten der Drähte ist bislang jedoch nicht ohne weiteres möglich. Ein von Reich [70] vorgestelltes Berechnungsprogramm, welches auf einem Schalenmodell beruht, ermöglicht die Berechnung der „wahren Spannungen“.

Weitere Forschungsarbeiten der Forschungsgruppe Draht und Federn an der TU Ilmenau belegen, dass zwischen den im Zugversuch ermittelten Materialkennwerten (Dehnfestigkeit  $R_{p0,2}$  bzw. Zugfestigkeit  $R_m$ ) und den im Torsionsversuch ermittelten (fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  bzw. Torsionsbruchfestigkeit  $\tau_{tmax}^*$ ) kein fester Zusammenhang besteht. Das Verhältnis der Kennwerte hängt vom Drahtmaterial und dessen Vergüteregime ab. Dies gilt insbesondere für das  $\tau_{t0,04}^* / R_m$ -Verhältnis (Bild 2.16) [3],[80]. Mit Kenntnis dieser Parameter ist eine präzisere Dimensionierung von Schraubendruckfedern möglich. Deshalb müssen bei der Festlegung der Vergüteparameter und der Prüfung der Eigenschaften der vergüteten Drähte für diese dynamische Federanwendung künftig die Torsionsfestigkeitskennwerte, speziell  $\tau_{t0,04}^*$ , im Vordergrund stehen und nicht, wie bisher üblich und genormt, die Zugfestigkeit  $R_m$ .

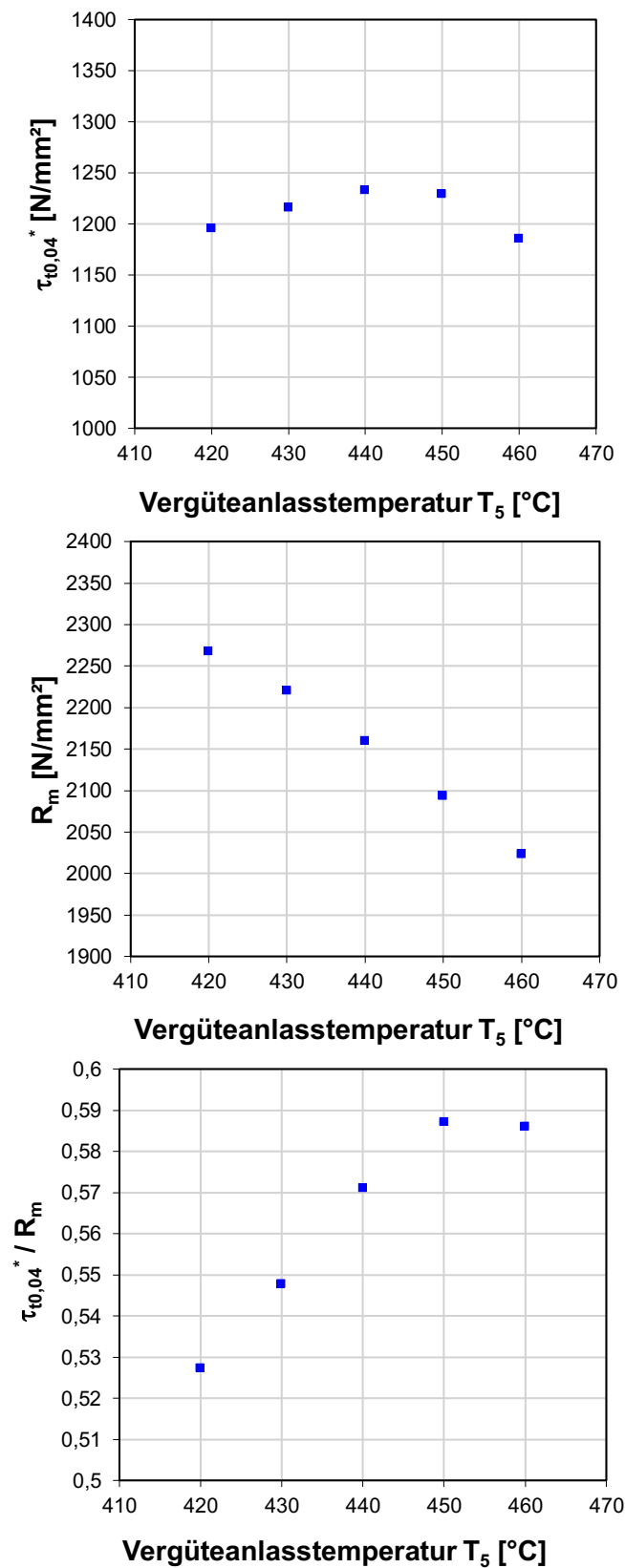


Bild 2.16: Diagramme für  $\tau_{t0,04}^*$ ;  $R_m$  und das Verhältnis  $\tau_{t0,04}^* / R_m$ , abgetragen über der Anlasstemperatur, die Proben wurden jeweils mit identischen Parametern austenitisiert und federangelassen [80]

### 3 Vergüteprozess

Im folgenden Kapitel wird der unter 2.3 beschriebene Vergüteprozess, in seine einzelnen Abschnitte unterteilt, erläutert werden. Dabei wird jeweils eine analytische Berechnung der Erwärmung bzw. Abkühlung durchgeführt, welche später für die Umrechnung der Laborprozesse in Industrieprozesse Verwendung findet. Weiterhin werden Verfahren für die Ermittlung der materialspezifischen Umwandlungstemperaturen dargelegt.

Der Einfluss der Prozessabschnitte auf das Material wird anhand der mechanischen Materialkennwerte aus dem Zug- und Torsionsversuch beschrieben.

Die Auswahl der Prozessparameter  $T_i$  und  $t_i$  erfolgt gemäß den Anforderungen an den fertigen Federstahldraht und die möglichst hohe statische und dynamische Auslastbarkeit der Feder. Auf Basis der bisher dargestellten Grundlagen wird ein Versuchsplan abgearbeitet, dessen Ziel es ist, in jedem Prozessabschnitt die für das Endprodukt optimalen Parameter zu ermitteln und einzustellen.

#### 3.1 Verwendete Materialien

Im Rahmen der zahlreichen Versuche, die zu den Ergebnissen dieser Arbeit führten, wurde eine große Zahl von Probematerialien verwendet. Die Ergebnisse werden daher exemplarisch an den in Tabelle 3.1 aufgeführten Materialien vorgestellt.

Allen Proben gemein sind die Legierungselemente Silizium und Chrom. Anschließend wird zwischen Drahtmaterial mit Vanadin-Anteil und solchem ohne Vanadin unterschieden.

Tabelle 3.1: Übersicht der verwendeten Materialien

Element /	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Al	Sn	As	N	Mo
Draht- sorte	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
65SiCrV6	0,665	1,47	0,41	0,011	0,008	0,026	0,04	0,59	0,16	0,032	0,006	0,002	0,0084	0,006
65SiCrV6 SC	0,62	1,32	0,59	0,019	0,013	0,015	0,02	0,68	0,1	0,002	0,004	0,003	0,0043	0,007
54SiCr6	0,565	1,3	0,74	0,016	0,005	0,011	0,03	0,71	0,004	0,007	0,004	0,001	0,0069	0,004
54SiCr	0,534	1,445	0,71	0,013	0,006	0,009	0,018	0,691	0,003	0,003	-	-	0,0038	0,003
54SiCrV	0,588	1,51	0,55	0,007	0,004	0,028	0,038	0,562	0,168	0,001	0,002	-	0,003	0,012

### 3.2 Prozessabschnitte

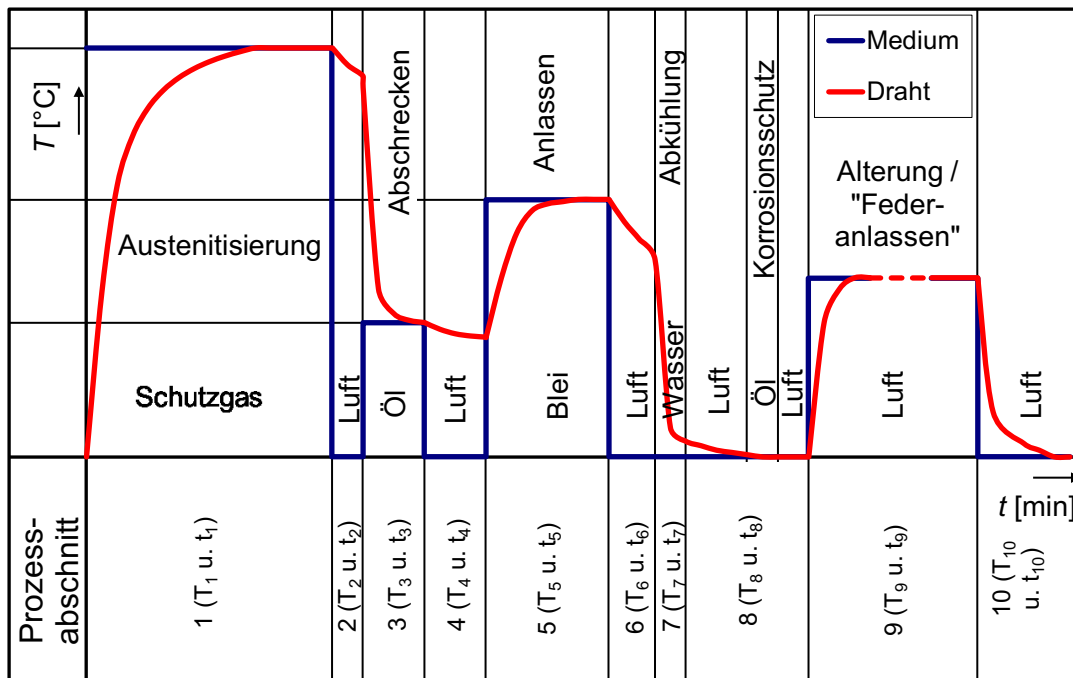


Bild 3.1: Qualitative Darstellung der Abschnitte des Vergüteprozesses (angelehnt an [3])

Tabelle 3.2: Benennung der Prozessabschnitte von Vergütung und Federanlassen

Prozessabschnitt		Übliches Medium	Temperatur des Prozessabschnittes	Dauer des Prozessabschnittes
1	Austenitisierung	Luft / Schutzgas	$T_1$	$t_1$
2	Weg zw. Ofen und Ölbad	Luft	$T_2$	$t_2$
3	Abschrecken	Öl	$T_3$	$t_3$
4	Weg zwischen Ölbad und Bleibad	Luft	$T_4$	$t_4$
5	Anlassen	Blei	$T_5$	$t_5$
6	Weg zwischen Bleibad und Abkühlung	Luft	$T_6$	$t_6$
7	Abkühlung	Wasser	$T_7$	$t_7$
8	Lagerung / Korrosionsschutz / Lagerung (zusammengefasst)	Wasser / Öl	$T_8$	$t_8$
9	Federanlassen	Luft	$T_9$	$t_9$
10	Abkühlen / Lagern der Feder	Luft	$T_{10}$	$t_{10}$

Anhand Bild 3.1 werden die Prozesse der Vergütung zunächst in zehn Teilschritte unterschieden. Dies soll der Vereinfachung der Bezeichnung der zahlreichen Prozessparameter dienen. In Tabelle 3.2 sind diese Bezeichnungen zusammengetragen. Die Unterteilung in einzelne Abschnitte bietet die Möglichkeit, jeden Parameter für sich zu betrachten, zu variieren und den Einfluss auf die Eigenschaften des fertigen Drahtes sowie auf die daraus gefertigten Federn zu ermitteln und zu beurteilen. Zudem war es für die erfolgte analytische Berechnung des Gesamtprozesses wichtig, die Eingangsgrößen zu benennen.

Besonders im Hinblick auf die Variation der Parameter der Vergütung stellte sich die Verwendung der üblichen industriellen Drahtvergütelinien als nicht praktikabel heraus. In ihnen wird der Draht von einem ablaufenden Haspel durch die einzelnen Abschnitte geführt und der Draht von einem weiteren Haspel wieder aufgenommen. Soll dabei die Zeitdauer eines Prozessabschnittes geändert werden, lässt sich dies nur über die Durchlaufgeschwindigkeit des Drahtes realisieren. Dies führt jedoch zwangsläufig zu einer Änderung der Verweildauer aller Abschnitte. Daher wurde bereits im Projekt FUV die Vergütung einzelner Drahtstücke in getrennt aufgestellten Wärmebehandlungsanlagen praktiziert [3]. Dies hat sich als sehr gute Möglichkeit erwiesen, den Prozess der Vergütung in seine Bestandteile aufzugliedern und den Einfluss der Vergüteparameter auf die Drahteigenschaften unabhängig voneinander und mit größerer Parametervariation zu ermitteln, als dies in der Durchlaufvergütung möglich ist.

Jedoch ist diese Vorgehensweise durch ihren handwerklichen Charakter sehr stark mit Fehlern behaftet. Die Prozesszeiten können nur unzureichend genau eingehalten werden und durch ein Einlegen der Drahtproben als Bündel können nicht für jeden Probestab identische Erwärmungs- und Abkühlzeiten garantiert werden. Für die Versuche im Rahmen dieser Arbeit sollte der hohe manuelle Anteil bei der durchzuführenden Laborvergütung der Federstahldrähte reduziert werden. Zu diesem Zweck wurde eine Laborvergüteanlage konzipiert, konstruiert und durch einen Dienstleister gebaut. Sie ermöglicht neben einer deutlich gestiegenen Produktivität auch größtmögliche Genauigkeit beim Einhalten der Prozesszeiten. Die maschinelle Steuerung ermöglicht die präzise Einhaltung der Prozesszeiten und durch das weitgehend automatisierte Handling der Drahtproben werden menschliche Fehler vermieden.

### 3.3 Konzept der Laborvergüteanlage für Stahldrahtstücke

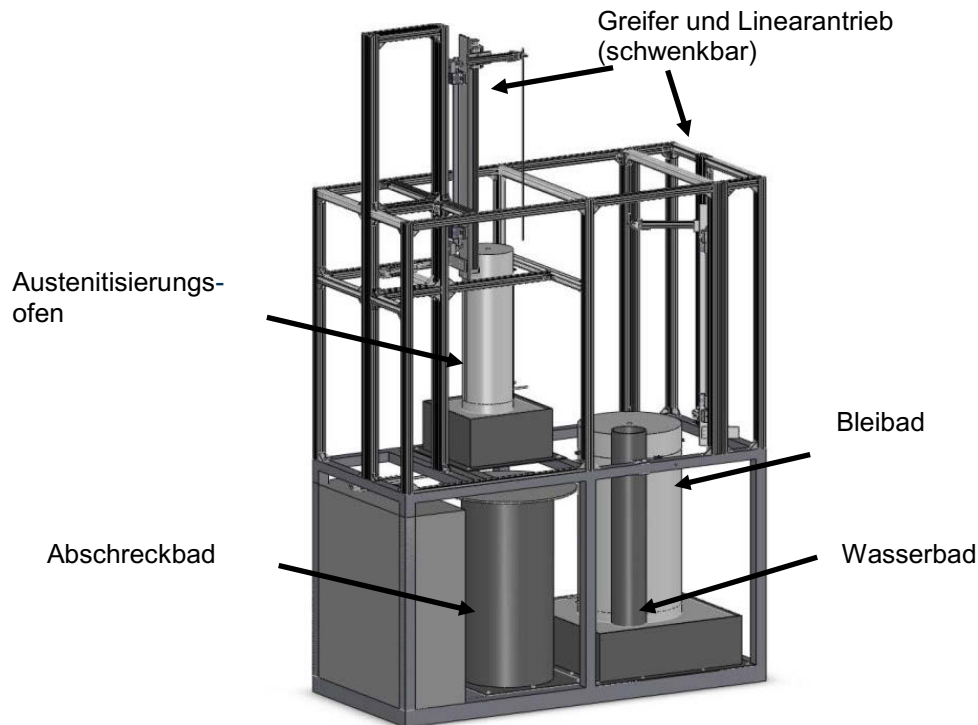


Bild 3.2: Schematische Darstellung der Laborvergüteanlage [43]

Die Laborvergüteanlage dient der Wärmebehandlung von ca. 1000 mm langen Stahldrahtproben im Durchmesserbereich von 1 – 10 mm [43]. Ziel ist die Vergütung von Proben zur anschließenden Zug-, Torsions- und Umlaufbiegeprüfung.

Um eine realitätsnahe Nachbildung der industriellen Durchlaufvergütung gewährleisten zu können, wurde die Laborvergüteanlage mit folgenden Komponenten ausgestattet (vgl. Bild 3.1 und Bild 3.2) [43]:

- |  |                          |
|--|--------------------------|
| – Austenitisierungsofen (400 – 1100 °C)            | entspricht Strecke $l_1$ |
| – Abkühlbad (verschiedene Abschreckmedien möglich) | entspricht Strecke $l_3$ |
| – Anlassstation Bleibad (300 – 550 °C)             | entspricht Strecke $l_5$ |
| – Abkühl-Wasserbad                                 | entspricht Strecke $l_7$ |
| – Steuerung  |                          |
| – Temperatur-Messtechnik                           |                          |
| – Pneumatisches Handlingsystem                     |                          |
| – Schutzgasanlage                                  |                          |



Der Benutzer spannt die Drahtprobe in einen pneumatischen Greifer. Dieser führt den Draht in einen zylinderförmigen, elektrisch beheizten Ofen, wo er auf Austenitisierungstemperatur  $T_1$  erwärmt wird. Nach der Zeitdauer des Austenitisierens  $t_1$  gibt der pneumatische Greifer den Draht frei. Er fällt durch die Schwerkraft in das unter dem Ofen angeordnete Abschreckbad. Dieses kann mit verschiedenen Medien befüllt werden. Um die Temperatur des Abschreckmediums konstant zu halten, wurde die Möglichkeit sowohl des Heizens als auch des Kühlens vorgesehen. Die für das Abschrecken typische Dampfhautphase wird, wie auch in industriellen Anlagen üblich, durch ein Anströmen des Drahtes mit hoher Geschwindigkeit des Mediums reduziert. Die Anströmung wird durch eine Umwälzpumpe erreicht. Das Medium wird dabei durch vier im Durchfluss regulierbare Düsen direkt auf den Draht geleitet. Durch den freien Fall des Drahtes aus dem Austenitisierungsofen in das Abschreckbad wird die Zeitdauer  $t_2$ , während der sich der Draht an der Umgebungsluft befindet, sehr kurz gehalten. Zudem ist von einer hohen Wiederholgenauigkeit der Zeitdauer auszugehen.

Die Zeitspanne  $t_4$  zwischen Härten und Vergüteanlassen sollte durch den Benutzer möglichst konstant gehalten werden. Dass diese jedoch das Vergüteergebnis nicht negativ beeinflusst, wurde bereits im Forschungsprojekt FUV [3] dargelegt. Für den Anlassprozess wird, analog zum Härten, die Drahtprobe in den Greifer eingespannt. Von diesem wird sie in das Bleibad geführt und nach Ablauf der Anlasszeit  $t_5$  im Wasserbad abgekühlt. Die Zeitspanne  $t_6$  zwischen Bleibad und Wasserbad beträgt ca. 6 s. Sie ist als konstant anzunehmen und deutlich kürzer als in industrieüblichen Anlagen.

Die Zeiten  $t_1$ ,  $t_3$ ,  $t_5$  und  $t_7$  sowie die jeweiligen Temperaturen in der Laborvergüteanlage werden SPS gesteuert bzw. geregelt.

### 3.4 Thermofluiddynamische Simulation des Vergüteprozesses

Wie unter 1.3 dargestellt wird, für die Analyse der Erwärmungs- und Abkühlungsprozesse aller Prozessabschnitte ein Simulationswerkzeug verwendet. Um eine einfache Handhabung sowie kurze Rechenzeiten zu gewährleisten, wurde durch Sander [81] ein rein analytisches Modell für Erwärmungs- und Abkühlvorgänge auf Basis der „Methode der integralen kalorischen Temperatur“ (Lumped capacitance method – LCM) [82] in Microsoft Excel aufgestellt. Auf dieser Grundlage wurde in dieser Arbeit ein Berechnungsprogramm entwickelt, welches die thermischen Verhältnisse kompletter Industrieanlagen abbildet. Die Abbildung des gesamten Vergüteprozesses erfolgt mittels variabler Parameter. Dadurch wird sowohl die Simulation von

Durchlaufvergüteanlagen als auch die Auslegung der Prozesse der unter 3.3 beschriebenen Laborvergüteanlage ermöglicht.

Variable Parameter sind:

- Draht:
  - Stahlsorte: anhand von Schmelzanalyse oder Normdaten
  - Drahtdurchmesser: 1-15 mm
- Vergüteanlage:
  - Durchlaufgeschwindigkeit
  - Temperaturen:  $T_1$ - $T_7$
  - Abmessungen:  $l_1$ - $l_7$  sowie Rohrdurchmesser
  - Ausrichtung: horizontal/vertikal
  - Anströmrichtung mittels eines Schutzgases: längs/quer, sowie die Strömungsgeschwindigkeit
  - Schutzgas: Propan-Butan / Stickstoff / ohne → Luft
  - Härteöle: Thermisol QH 10/QH (weitere über Stoffdaten implementierbar)

Um die Berechnungen zu verifizieren, wurden Vergleichsmessungen mittels präparierter Probedrähte durchgeführt. Um die reale Drahttemperatur zu messen, wurde ein Nickel-Chrom-Nickel-Thermoelement in eine Bohrung im Kern eines Drahtes mit  $d = 4,5$  mm eingebracht.

Für die Verifizierung der Berechnungsgrundlagen wurden Temperatur-Zeit Verläufe der Drahterwärmung bzw. -abkühlung im:

- Salzbad,
- Bleibad,
- Öl,
- Umluftofen (Bild 3.3)

aufgezeichnet und berechnet [43], [81].

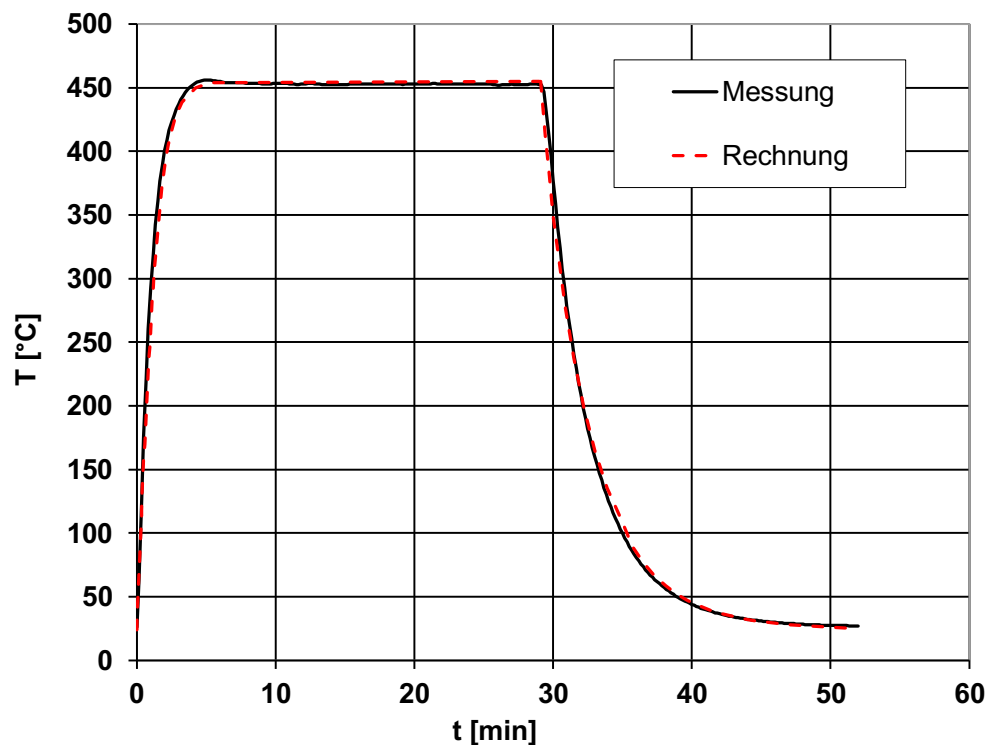


Bild 3.3: Vergleich des gemessenen und des berechneten Temperatur-Zeit-Verlaufs eines Drahtes im Umluftofen

Das Berechnungsmodell verwendet zur Beschreibung der einzelnen Prozessabschnitte die in Bild 3.1 und Tabelle 3.2 eingeführten Abschnittsbezeichnungen und -nummierungen. Da in industriellen Anlagen der Austenitisierungsprozess sehr häufig in Öfen mit verschiedenen Temperaturzonen durchgeführt wird, ist auch im Modell die Erwärmungsberechnung in verschiedenen Temperaturzonen mit verschiedenen Temperaturen vorgesehen. Zudem lassen sich durch parametrisierte Längen und Temperaturen auch die Effekte von Einlauf des Drahtes in den Ofen und Auslauf aus dem Ofen abbilden. Hier kommt es unter realen Bedingungen zu einer Erwärmung bzw. Abkühlung des Drahtes, wenn dieser in den Ofen ein- bzw. ausläuft und dabei Abschnitte passiert, welche nicht beheizt sind, aber eine Temperatur deutlich über der Raumtemperatur besitzen.

Ein weiterer Nutzen des Modells ist die Berechnung der vom Draht aufgenommenen Energie. Die Kenntnis kann zur kosteneffizienten Auslegung neuer Ofenanlagen verwendet werden. Weiterhin kann sehr einfach überprüft werden, ob die vorhandene Anschlussleistung genügt, um den Draht bei einer bestimmten Durchzugsgeschwindigkeit auf die erforderliche Temperatur zu erwärmen.

Für die Berechnung wird der Draht als langer Zylinder abstrahiert. Seine Lage kann zwischen horizontal und vertikal variiert werden. Ebenso kann die Anströmung z.B. mit Schutzgas zwischen längs und quer variiert werden. Die Umgebungsbedingungen werden für jeden Prozessabschnitt als konstant angenommen. Das bedeutet, es wird davon ausgegangen, dass das umgebende Medium während des Prozesses keinen Temperaturschwankungen unterliegt.

Die Stoffwerte aller prozessrelevanten Medien müssen für die Simulation bekannt sein. Zusammen mit den technischen Randbedingungen der zu simulierenden Anlage können die Wärmeübergangskoeffizienten der einzelnen Prozessabschnitte errechnet werden. Diese sind wiederum die Grundlage der Berechnung von Temperatur-Zeit-Verläufen.

### 3.4.1 Lumped Capacitance Method (LCM)

Ändern sich die Umgebungsbedingungen für einen Körper schlagartig, kann nach Incropera die Lumped Capacitance Method (LCM) verwendet werden [83]. Dabei wird anhand der Energie-Bilanz des Körpers die Bedingung aufgestellt, dass die zugeführte bzw. abgeführte Wärme gleich der Änderung der inneren Energie des Körpers ist [83].

$$-\dot{Q} = \dot{E} \quad (15)$$

$$-\alpha \cdot A_{\text{Mantel}} \cdot (T(t) - T_{\infty}) = \rho \cdot V \cdot c_p \cdot \frac{dT(t)}{dt} \quad (16)$$

und

$$T(t) = T_{\infty} + (T_0 - T_{\infty}) \cdot e^{\left(\frac{\alpha \cdot t \cdot a}{\lambda \cdot L_c}\right)} \quad (17)$$

Als Grundlage der LCM dient die Annahme, dass die Temperatur über den Querschnitt des Körpers konstant ist. Es dürfen demnach im gesamten Prozess keine Temperaturgradienten über den Querschnitt auftreten. Entsprechend kann keine Unterscheidung zwischen Rand- und Mittertemperatur eines Körpers erfolgen. Bei dünnen Drähten kann diese Vereinfachung ohne Einschränkung gelten. Der VDI-Wärmeatlas [82] gibt die Biot-Zahl (18) als Anhaltspunkt für die Überprüfung dieser Annahme an. Sie muss für die Anwendbarkeit der LCM kleiner 0,1 sein.

$$Bi = \frac{\alpha \cdot R_{\text{Draht}}}{\lambda_{\text{Draht}}} < 0,1 \quad (18)$$

Sander zeigt in [81] als Alternative zur LCM die Berechnung des Temperatur-Zeit-Verlaufs nach der eindimensionalen instationären Wärmeleitgleichung. Diese beruht ebenfalls auf Untersuchungen zum Fall eines Zylinders mit sprunghaft geänderten Umgebungsbedingungen ([82], [83], [84]). Das Temperaturfeld wird hier mit der Summe einer unendlichen Reihe beschrieben:

$$\frac{T(t) - T_{\infty}}{T_0 - T_{\infty}} = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{2}{m_i} \cdot \frac{J_1(m_i)}{J_0^2(m_i) + J_1^2(m_i)} \cdot J_0\left(m_i \cdot \frac{r}{R}\right) \cdot e^{\left(-m_i^2 \cdot \frac{a \cdot t}{R^2}\right)} \quad (19)$$

$J_0$  und  $J_1$  sind Zylinderfunktionen oder Besselsche Funktionen, deren Werte in [85] tabelliert sind. Die Variable  $m_i$  wird aus der transzendenten Gleichung (20) bestimmt [81]. Die ersten vier Werte sind in [82] aufgeführt.

$$m_i = \frac{\alpha \cdot R_{\text{Draht}}}{\lambda_{\text{Draht}}} \cdot \frac{J_0(m_i)}{J_1(m_i)} = Bi \cdot \frac{J_0(m_i)}{J_1(m_i)} \quad (20)$$

Als weitere Voraussetzung für die Verwendung der Näherungslösungen darf auch über die Drahtlänge kein Temperaturgradient vorherrschen.

Mittels der eindimensionalen instationären Wärmeleitgleichung können Temperaturgradienten zwischen Mitte und Randschicht des Drahtes berechnet werden. Damit ist annäherungsweise eine Aussage zur Durchwärmung des Drahtes möglich. Der Aufwand der Berechnung ist jedoch deutlich höher als bei der LCM, da als Grundlage zunächst die LCM durchgeführt wird, um die Biot-Zahl für die jeweilige Temperatur zu erhalten, welche wiederum als Grundlage für die Berechnung der Rand- und Mitten temperatur verwendet wird. Die Genauigkeit der Berechnung ist somit von der erreichten Genauigkeit der LCM abhängig. Weitere Ergebnisse können [81] entnommen werden. Für das hier verwendete Berechnungsprogramm wurde aufgrund des deutlich einfacheren Aufbaus der Tabellenblätter und der sehr guten Übereinstimmung der Berechnungen mit durchgeführten Messungen ausschließlich die LCM verwendet.

### 3.4.2 Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha$

Voraussetzung für die Berechnung der Erwärmungs- und Abkühlverläufe entsprechend der zuvor beschriebenen Gleichungen ist jeweils die sehr genaue Kenntnis des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$ . Dafür muss wiederum der Wärmeübergang zwischen Draht und umgebendem Medium untersucht werden. Zu unterscheiden sind die Mechanismen Wärmekonvektion und –strahlung. Die Konvektion wird in freie, d.h. natürliche, und erzwungene Konvektion unterteilt. Bild 3.4 soll dies am Beispiel eines horizontalen, längs angeströmten Drahtes verdeutlichen. Für die Konvektion zwischen Draht und Umgebungsmedium sind zahlreiche Randbedingungen zu beachten. Für die für einen Draht relevanten Fälle, wie z.B. Anströmung quer oder längs oder Lage horizontal oder vertikal, sind empirisch ermittelte Lösungen mittels dimensionsloser Kennzahlen bekannt (Tabelle 3.3, z.B.: [83], [86]). Beispielsweise die Lage des Drahtes, horizontal oder vertikal, oder auch die Anströmung quer oder längs werden mit den dimensionslosen Kennzahlen nach Tabelle 3.3 erfasst und in die Berechnung einbezogen. Die Wärmestrahlung ist durch einen direkten Wärmeaustausch zweier Körper unterschiedlicher Temperatur mittels elektromagnetischer Wellen gekennzeichnet. Die Wärmemenge ist proportional zu  $T^4$  (21) und wird durch die meisten umgebenden Gase nicht beeinflusst. Für jeden einzelnen der unter 3.2 beschriebenen Prozessschritte ist der Wärmeübergang zu betrachten und der Gesamtwärmeübergangskoeffizient zu bestimmen. Die Ermittlung der benötigten dimensionslosen Kennzahlen und der Wärmeübergangskoeffizienten wird in den Abschnitten 3.6 bis 3.9 dargelegt.

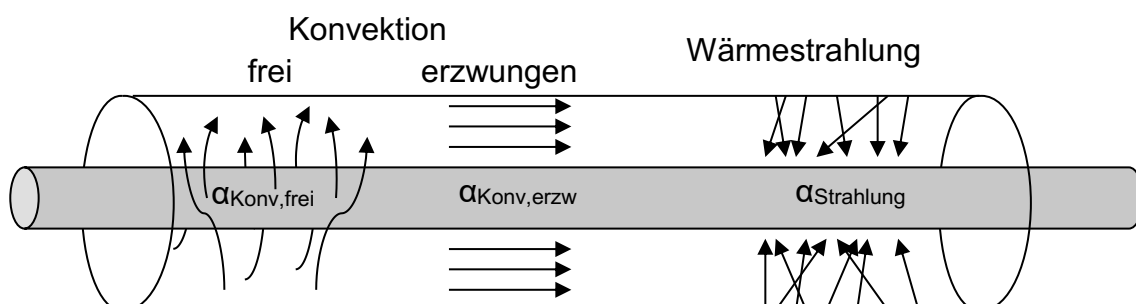


Bild 3.4: Wärmeübergangskoeffizienten in Anlehnung an [81]

Tabelle 3.3: Übersicht zur Ermittlung der Wärmeübergangskoeffizienten in Anlehnung an [81]

Art des Wärmeübergangs	Ermittlung von $\alpha$ über	
Freie Konvektion	$Re, Gr$	$Re$ : Reynolds-Zahl $Gr$ : Grashof-Zahl $Ra$ : Rayleigh-Zahl $Pr$ : Prandtl-Zahl $Pe$ : Peclet-Zahl $Nu$ : Nusselt-Zahl
Erzwungene Konvektion	$Ra = Gr \cdot Pr, Pe = Re \cdot Pr$	
Konvektion in Flüssigmetallen	$Pr = \frac{\nu}{\lambda} = \frac{cp}{\lambda}$	
Wärmeübergang bei Verdampfung	$Nu(Ra, Re, Pe) = \frac{\alpha \cdot L_C}{\lambda}$	
Wärmestrahlung	$\alpha_{\text{Strahlung}} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot \frac{T_{\infty}^4 - T_{\text{Draht}}^4}{T_{\infty} - T_{\text{Draht}}} \quad (21)$	

### 3.5 Vorüberlegungen für die Durchführung der Laborvergüteversuche

#### 3.5.1 Umwandlungsprozesse

Bereits in Abschnitt 2.3 wurde dargestellt, dass bei der Wärmebehandlung im Material Umwandlungsprozesse stattfinden. Diese sollen im Folgenden näher erläutert werden.

Eine wichtige Prinzipübersicht über Mischkristalle und deren Umwandlungstemperaturen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt gibt das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, auch Eisen-Kohlenstoff-Schaubild [59] (Bild 3.5). Die Zuverlässigkeit der abgelesenen Daten wird mit zunehmendem Gehalt an Legierungselementen oder mit höherer Abkühl- bzw. Aufheizgeschwindigkeit geringer. Dennoch können anhand der Temperatur und Kohlenstoffbereiche die vorliegenden Mischkristallarten abgelesen werden und somit die vorliegende Kristallstruktur benannt werden (Tabelle 3.4).

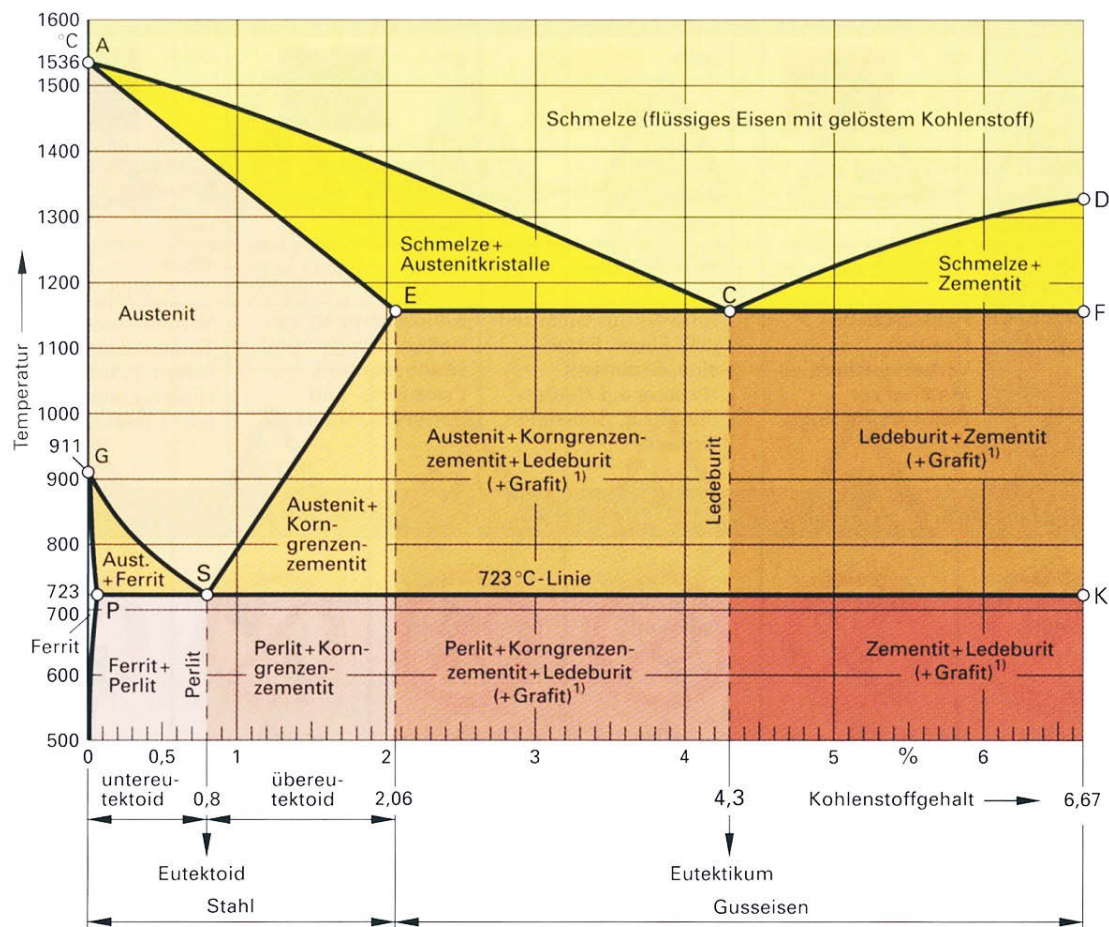


Bild 3.5: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [119]

Tabelle 3.4: Homogene Mischkristalle in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen (angelehnt an [33])

Bezeichnung	Kristallsystem	Metallografische Bezeichnung
$\alpha$ -Mischkristall	kubisch-raumzentriert	Ferrit
$\gamma$ -Mischkristall	kubisch-flächenzentriert	Austenit
$\delta$ -Mischkristall	kubisch-raumzentriert	$\delta$ -Ferrit

Sogenannte untereutektoide Stähle (Kohlenstoffgehalt  $< 0,8\%$ ) werden nach Bargel [59] gehärtet, indem zunächst bei Temperaturen von 30 K bis 50 K oberhalb der  $A_{c3}$  – Temperatur austenitisiert und anschließend abgeschreckt wird. Diese Temperatur wird in der Literatur meist als  $T_{AU}$  bezeichnet. Bei der Erwärmung kommt es beginnend mit dem Überschreiten der  $A_{c1}$  – Temperatur im Werkstoff zum Übergang zwischen einer kubisch-raumzentrierten Kristallstruktur ( $\alpha$ -Eisen oder  $\delta$ -Eisen) und kubisch-



flächenzentrierter Kristallstruktur ( $\gamma$ -Eisen) und damit zu einer Gefügeumwandlung (vgl. Bild 3.6). Bild 3.7 zeigt schematisch, dass diese Umwandlung von krz nach kfz mit einer Volumenänderung der Elementarzelle einhergeht. Der im Eisen gelöste Kohlenstoff, welcher sich in Gitterlücken befindet, muss sich bei dieser Gefügeumwandlung umgruppieren. Die Packungsdichte der Elementarzelle vom kfz-Kristallsystem ist demnach höher als die des krz-Kristallsystems.

Da das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nur für unendlich langsame Temperaturänderungen gilt, wird der Vorgang des Abschreckens dort nicht erfasst. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten ändern sich die Umwandlungstemperaturen und es kann zu nicht erfassten Gefügebestandteilen mit geänderten Eigenschaften kommen [33]. Wird bei der Abkühlung aus dem Austenitgebiet eine untere kritische Abkühlgeschwindigkeit  $u_{kr}^u$  unterschritten, wird neben dem gewünschten Martensit auch Perlit gebildet. Durch weitere Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit erhöht sich der Anteil des martensitischen Gefüges. Für eine vollständige Umwandlung in Martensit muss die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit  $u_{kr}^o$  überschritten werden. Durch diese schnelle Abkühlung können die gelösten Kohlenstoff-Atome bei Umwandlung vom kubisch-flächenzentrierten Austenit zum kubisch-raumzentrierten Martensit nicht genügend schnell an freie Gitterplätze diffundieren. Durch die nun „eingeklemmten“ Kohlenstoff-Atome wird die Elementarzelle verzerrt. Wie in Bild 3.8 zu erkennen, ist die martensitische Elementarzelle gegenüber der  $\alpha$ -Eisen-Zelle in der c-Achse deutlich verlängert. Die entstehenden Eigenspannungen bewirken eine gesteigerte Härte und damit auch Sprödigkeit des Materials.

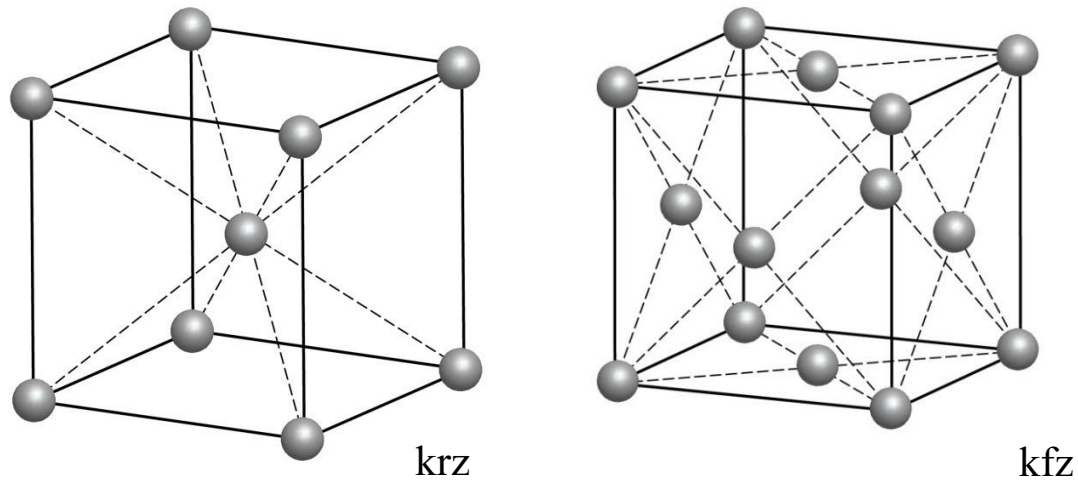


Bild 3.6: Kristallstrukturen links: kubisch-raumzentriert (krz) und rechts kubisch-flächenzentriert (kfz) [81]

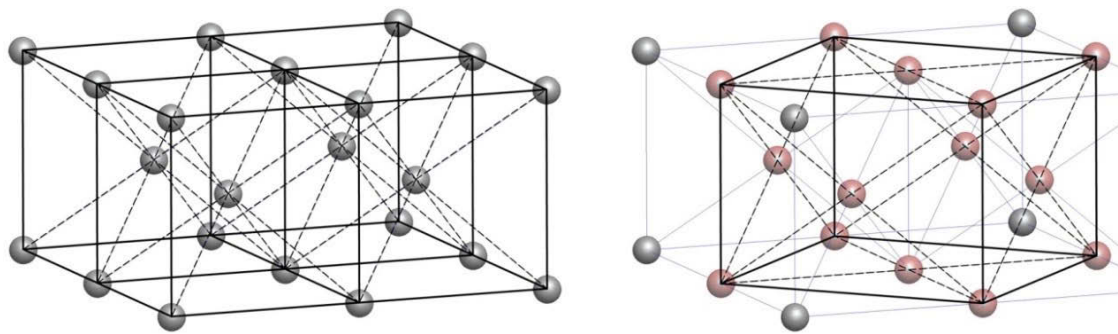


Bild 3.7: Geometrie der Einheitszellen bei kubisch-raumzentrierter (links) und bei kubisch-flächenzentrierter Kristallstruktur vor dem Umklappen krz  $\rightarrow$  kfz (rechts) [81]

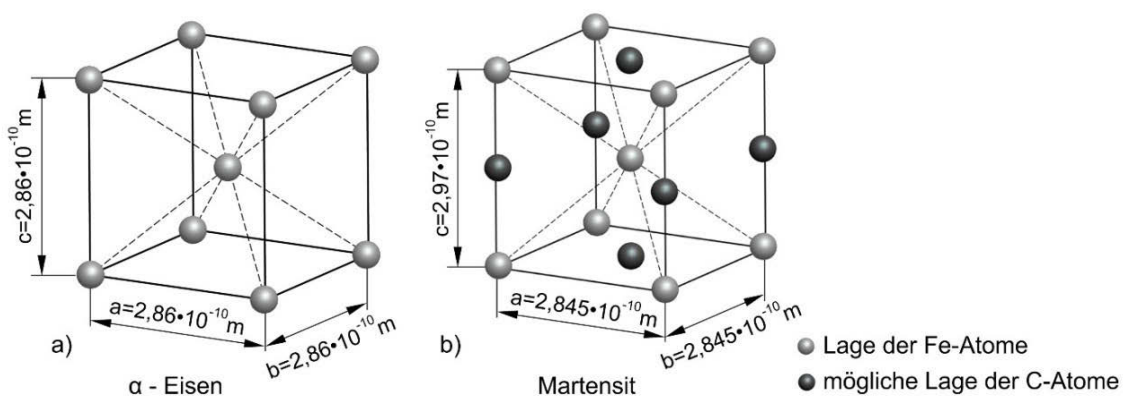


Bild 3.8: Schematischer Vergleich der Elementarzellen von  $\alpha$ -Eisen und Martensit (in Anlehnung an [33] für Stahl mit 0,9 % C)

### 3.5.2 Bestimmung der Umwandlungstemperaturen

Um eine vollständige Gefügeumwandlung  $\alpha$ -Eisen zu  $\gamma$ -Eisen sicherzustellen, muss die Temperatur des Austenitisierungsofens  $T_1$  größer oder gleich der

Austenitisierungstemperatur  $T_{AU}$  sein. Diese wiederum sollte 30 K bis 50 K oberhalb  $T_{A3}$  liegen [33], [59]. Es gibt verschiedene Möglichkeiten, sowohl analytisch als auch experimentell, diese Temperaturen zu bestimmen. Eine Auswahl soll nachfolgend dargestellt werden.

Hierzu erfolgt zunächst eine einheitliche Begriffs- bzw. Indexdefinition. Die *Punkte* beschreiben dabei jeweils eine Haltetemperatur (nach [87]):

$A$	wird verwendet als Kennzeichnung für die Haltepunkte (aus dem Französischen $\rightarrow a = \text{arrêt} \triangleq$ Haltepunkt) in einer Temperatur-Zeit-Kurve
$A_1$	bei untereutektoiden Stählen Beginn der Umwandlung von $\alpha$ - zu $\gamma$ -Eisen
$A_2$	Curiepunkt des $\alpha$ -Eisens; Übergang vom ferromagnetischen in den paramagnetischen Zustand
$A_3$	Gleichgewichtstemperatur zwischen $\alpha$ - und $\gamma$ -Eisen bzw. Ende der Ferritauflösung (Umwandlung von $\alpha$ - zu $\gamma$ -Eisen) bei untereutektoiden Stählen
$A_{c1}, A_{c3}$	Haltepunkte auf der Erhitzungskurve (aus dem Französischen $\rightarrow c = \text{chauffage} \triangleq$ Erhitzen)
$A_{r1}, A_{r3}$	Haltepunkte auf der Abkühlungskurve (aus dem Französischen $\rightarrow r = \text{refroidissement} \triangleq$ Abkühlung)
$M_s$	Beginn der Martensitbildung (aus dem Englischen $s = \text{start} \triangleq$ Beginn)
$M_f$	Ende der Martensitbildung (aus dem Englischen $f = \text{finish} \triangleq$ Ende)

Damit bezeichnet  $A_{c1}$  den unteren Umwandlungspunkt der  $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung, also den Beginn der Austenitbildung und  $A_{c3}$  den oberen Umwandlungspunkt, demnach das Ende der Austenitbildung. Für die Bildung von Martensit muss zunächst  $M_s$  mit einer Geschwindigkeit größer als  $u_{kr}^0$  unterschritten werden, für eine möglichst vollständige Umwandlung muss  $M_f$  unterschritten werden. Nach [58] ist beim Unterschreiten von  $M_f$  im Werkstoff mit einem Martensitanteil von 99 % zu rechnen.

### Regressionsformeln

Eine häufig verwendete Methode zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen sind sogenannte Regressionsformeln. Sie werden auf Basis zahlreicher Versuche am Material und unter Kenntnis der Legierungsbestandteile erarbeitet. Je mehr Versuche vorliegen und je weiter das vorliegende Material auf bestimmte Massenanteile eingegrenzt werden kann, umso genauer sind die berechneten Temperaturen.

In älterer Literatur wie bspw. [58] aus 1984 werden lineare Zusammenhänge in der Form: Umwandlungstemperatur  $T_u = aC + n_1M_1 + \dots + n_iM_i$  angegeben (vgl. Gleichung (22), (24) und (28) [58]). Schumann [33] gibt für diese Gleichungen zusätzlich eine Korrektur von  $\pm 15$  K bzw. 20 K an.

Beim linearen Ansatz wird eine gegenseitige Beeinflussung der Elemente zunächst ausgeschlossen. Da diese in Mehrstoffsystemen jedoch zwangsläufig auftritt, wurden Korrekturen (z.B. (29) [58]) bzw. dank leistungsfähigerer Rechentechnik später auch quadratische Ansätze eingeführt (Gleichungen (23), (25), (26) und (30)), [67], [88]. Ergebnisse der aufgeführten Formeln sind Tabelle 3.5 zu entnehmen. Hier wird der deutliche Unterschied zwischen den Umwandlungstemperaturen aus linearen und quadratischen Ansätzen auffällig. Zwischen den Ansätzen liegen bei  $T_{A1}$  20 °C bis 30 °C und bei  $T_{A3}$  30 °C bis 60 °C. Somit ist eine sichere Aussage über die Umwandlungstemperaturen zunächst nicht möglich. Es muss mittels messtechnisch ermittelten Temperaturen abgeglichen werden, welcher Ansatz für weitere Materialien verwendet werden kann.

$T_{A1}$ -Temperatur [°C]:

Quelle		
nach [58]	$T_{A1} = 739 - 22 C + 2Si - 7 Mn - 14 Cr + 13 Mo - 13 Ni + 20 V$	(22)
nach [88]	$\begin{aligned} T_{A1} = & 723 + 7,08 Mn + 37,7 Si + 18,1 Cr + 44,2 Mo \\ & + 8,95 Ni + 50,1 V + 297 S + 11,5 C Si \\ & + 14 Mn Si + 3,1 Si Cr + 57,9 C Mo \\ & + 15,5 Mn Mo + 5,28 C Ni + 6 Mn Ni \\ & + 6,77 Si Ni + 0,8 Cr Ni + 27,4 C V \\ & + 30,8 Mo V + 0,84 Cr^2 + 3,46 Mo^2 + 0,46 Ni^2 \\ & + 28 V^2 \end{aligned}$	(23)

$T_{A3}$ -Temperatur [ $^{\circ}\text{C}$ ]:

Quelle		
nach [58]	$T_{A3} = 902 - 255 C + 19Si - 11 Mn - 5 Cr + 13 Mo - 20 Ni + 55 V$	(24)
nach [88]	$T_{A3} = 912 - 370 C - 27,4 Mn + 27,3 Si - 6,35 Cr - 32,7 Ni + 95,2 V + 332 S + 276 P + 16,2 C Mn + 32,2 C Si + 15,4 C Cr + 48 C Ni + 4,32 Si Cr - 17,3 Si Mo + 18,6 Si Ni + 4,8 Mn Ni + 40,5 Mo V + 174 C^2 + 2,46 Mn^2 + 6,86 Si^2 + 0,322 Cr^2 + 9,9 Mo^2 + 1,24 Ni^2 - 60,2 V^2$	(25)
nach [67]	$T_{A3} = 947 - 264 \sqrt{C} - 8 Mn + 45 Si + 5 Cr + 74 Al + 10 Mo - 23 Ni + 94 V$	(26)

Austenitisierungstemperatur  $T_{AU}$  [ $^{\circ}\text{C}$ ]:

Quelle		
[33], [59]	$T_{AU} = T_{A3} + 50$	(27)

Martensit-Starttemperatur  $M_S$  [ $^{\circ}\text{C}$ ]:

Quelle		
nach [58]	$M_{S1} = 550 - 350 C - 40 Mn - 35V - 20 Cr - 17 Ni - 10 Cu - 10 Mo - 8 W + 15 Co + 30Al$	(28)
nach [58] korrigiert	$M_{S2} = 0,495M_{S1} + 0,00095M_{S1}^2 + 40$	(29)
nach [88]	$M_S = \exp(6,1705 - 0,27898 C - 0,20939 Cr + 0,20985 Ni - 0,087418 Mn C + 0,15897 Cr Mn + 0,78628 Mo C - 0,31837 Mo Mn + 0,62347 Mo Si - 0,22623 Mo Cr - 0,57669 Ni C - 0,31989 Ni Si + 0,081581 Ni Cr - 0,91909 C^2 - 0,021565 Mn^2 + 0,068359 Cr^2 - 0,057869 Ni^2)$	(30)

Tabelle 3.5: Errechnete Umwandlungstemperaturen nach den vorgestellten Ansätzen

	$T_{A1}$	$T_{A1}$	$T_{A3}$	$T_{A3}$	$T_{A3}$	$M_s$	$M_s$	$M_s$
	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]
	nach [58]	nach [88]	nach [58]	nach [88]	nach [67]	nach [58]	nach [58] korrigiert	nach [88]
65SiCrV6	735	771	761	818	812	282	256	242
65SiCrV6 SC	735	764	764	814	806	292	265	260
54SiCr6	734	756	771	805	804	308	282	282

### 3.5.2.1 Dilatometer

Die am weitesten verbreitete Methode ist die Messung der relativen Längenänderung  $\Delta L/L_0$  beim Erhöhen der Temperatur des Prüflings mit einer konstanten Erwärmungsgeschwindigkeit. Sie wird Dilatometrie genannt. Zum Zeitpunkt des Beginns der Umwandlung von  $\alpha$ -Eisen zu  $\gamma$ -Eisen findet, bedingt durch die Umgruppierung der Kohlenstoffatome innerhalb der Gitterstruktur von krz zu kfz und die damit verbundene Zunahme der Packungsdichte, eine Verkürzung der Probe statt. Die wärmebedingte Ausdehnung der Probe wird unterbrochen, bis die Umwandlung vollständig abgeschlossen ist. Anhand der Messkurven wird dies durch einen Abfall der relativen Längenänderung im zu bestimmenden Temperaturbereich deutlich ersichtlich.

Die Versuche an Probenmaterial wurden mit einem Dilatometer der Firma Netzsch bei einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 10 K/min durchgeführt. Bei ersten Auswertungen wurden die Umwandlungstemperaturen als zu niedrig erkannt (vgl. blaue Linie in Bild 3.9). Da dies auf den Abstand zwischen Thermoelement und Probe zurückgeführt werden konnte, wurde für weitere Messungen das Thermoelement direkt in die Probe eingebracht. Der so aufgezeichnete Temperaturverlauf wurde zunächst für die Darstellung eines einzelnen Temperaturverlaufs und anschließend für die Korrektur der weiteren Messungen verwendet (Bild 3.9).

Im nächsten Schritt wurden für die Versuchsmaterialien Messungen durchgeführt und ausgewertet. Bild 3.10 stellt die aufgezeichneten Messkurven dar. Um die Umwandlungstemperaturen möglichst genau auswerten zu können, wurden die in Bild 3.11

dargestellten Ableitungskurven  $d(\Delta L/L_0)/dT$  verwendet. Sie vereinfachten das Bestimmen des Umkehrpunktes.

Es zeigt sich, dass die Umwandlung je nach Material zwischen 735 °C und 750 °C beginnt. Der vorgestellte rechnerische Ansatz nach Jäniche et.al. [58] zeigt hier die geringste Abweichung (vgl. Tabelle 3.5).

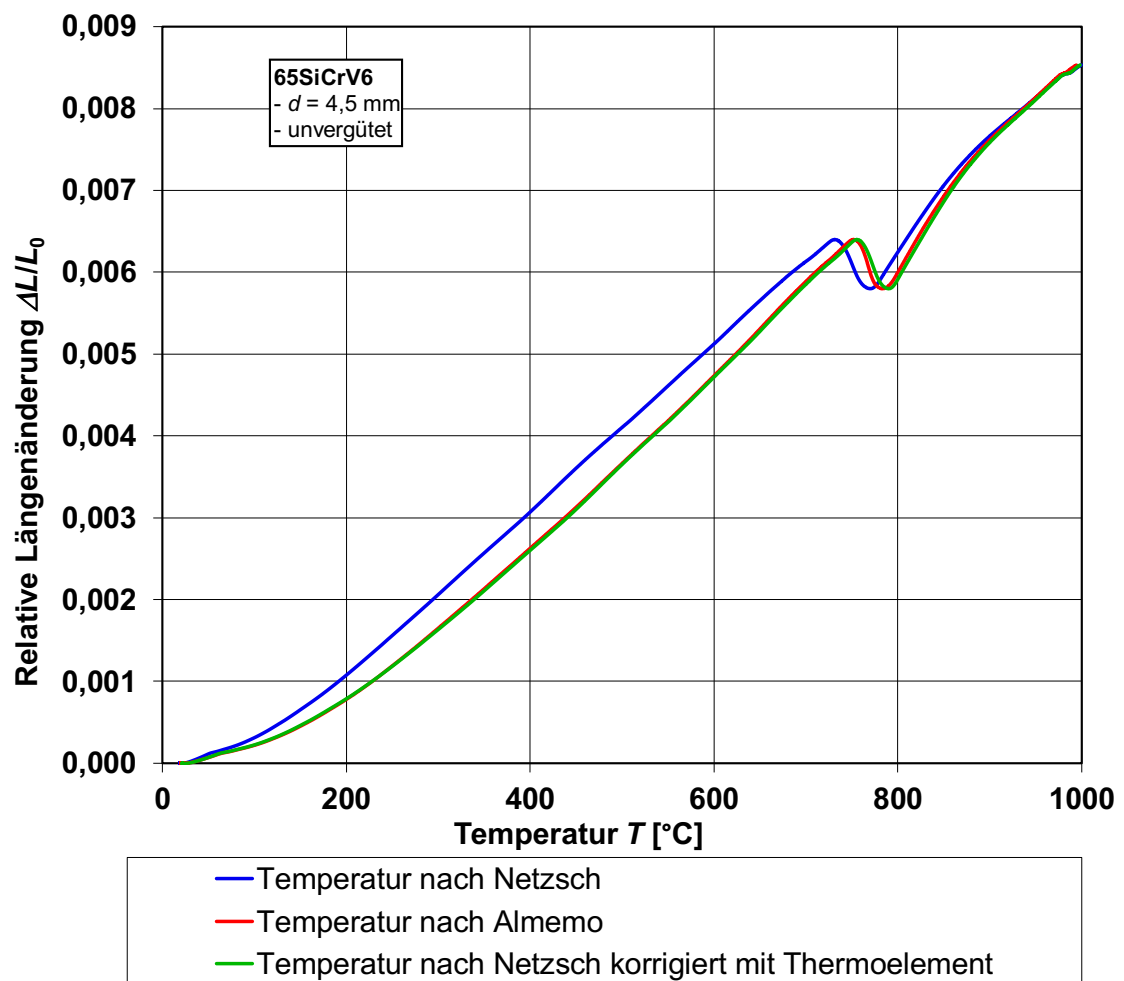


Bild 3.9: Gegenüberstellung originale und korrigierte Messkurven nach [43]

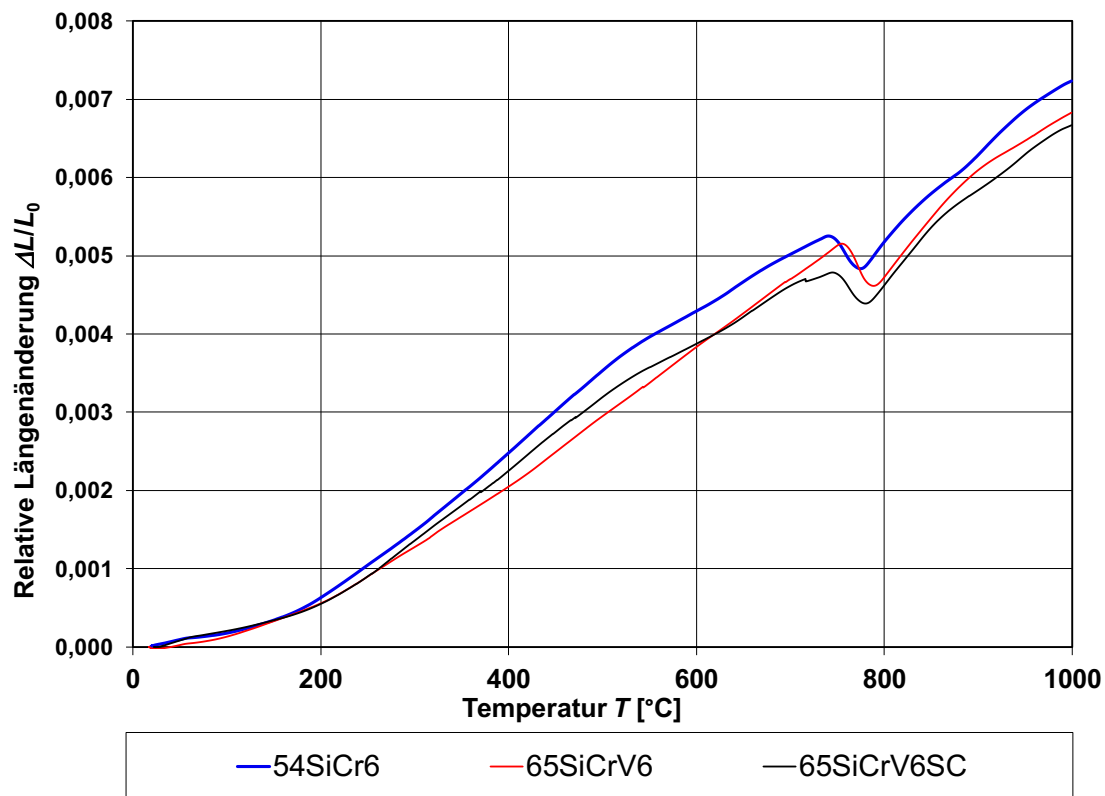


Bild 3.10: Relative Längenänderung  $\Delta L/L_0$  für Versuchsmaterial mit  $d = 4,5$  mm nach [43]

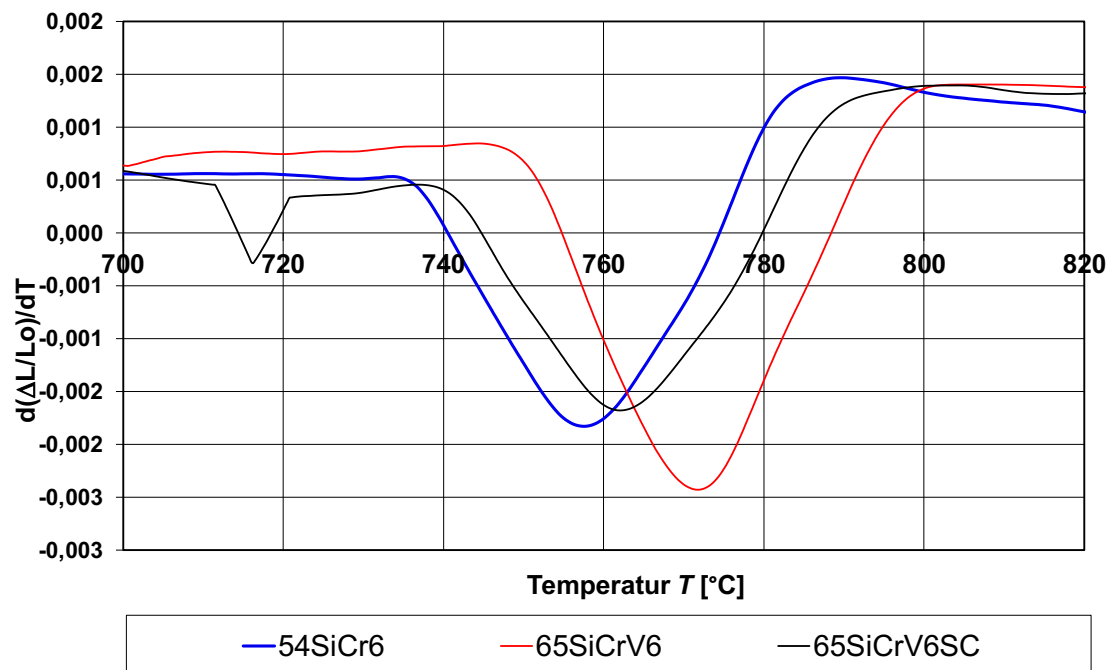


Bild 3.11: Ableitungskurve  $d(\text{relative Längenänderung } \Delta L/L_0)/dT$  für Versuchsmaterial mit  $d = 4,5$  mm



### 3.5.2.2 Dynamische Differenzkalorimetrie

Eine weitere experimentelle Methode zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen ist die sogenannte dynamische Differenzkalorimetrie – Messung, im Englischen Differential scanning calorimetry, kurz DSC. Sie basiert auf dem Vergleich zweier Messsignale. Die Probe wird dabei in einen verkapselten Behälter eingebracht, ein weiterer, leerer Behälter wird als Referenz verwendet. Beide Behälter werden dem gleichen Temperaturverlauf ausgesetzt. Kommt es in der Probe zum Beispiel durch Phasenänderungen zu exothermen oder zu endothermen Prozessen, entstehen im Vergleich zum leeren Behälter Temperaturunterschiede, welche als Messsignal verwendet werden [89].

Die Phasenumwandlung von  $\alpha$ -Eisen zu  $\gamma$ -Eisen ist ein endothermer Prozess, die dafür benötigte Energie muss der Probe von außen zugeführt werden. Während die Referenzprobe durch die zugeführte Energie erwärmt wird, kommt es bei der zu vermessenden Probe zu keinem Temperaturanstieg. Folglich zeigt die DSC – Messung einen Ausschlag in den endothermen Bereich an.

Die in Bild 3.12 dargestellten Messungen wurden mit einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 10 K/min durchgeführt. Sie zeigen für alle Proben bei ca. 750 °C einen markanten Ausschlag in den endothermen Bereich an und bestätigten damit die Ergebnisse der Dilatometrie.

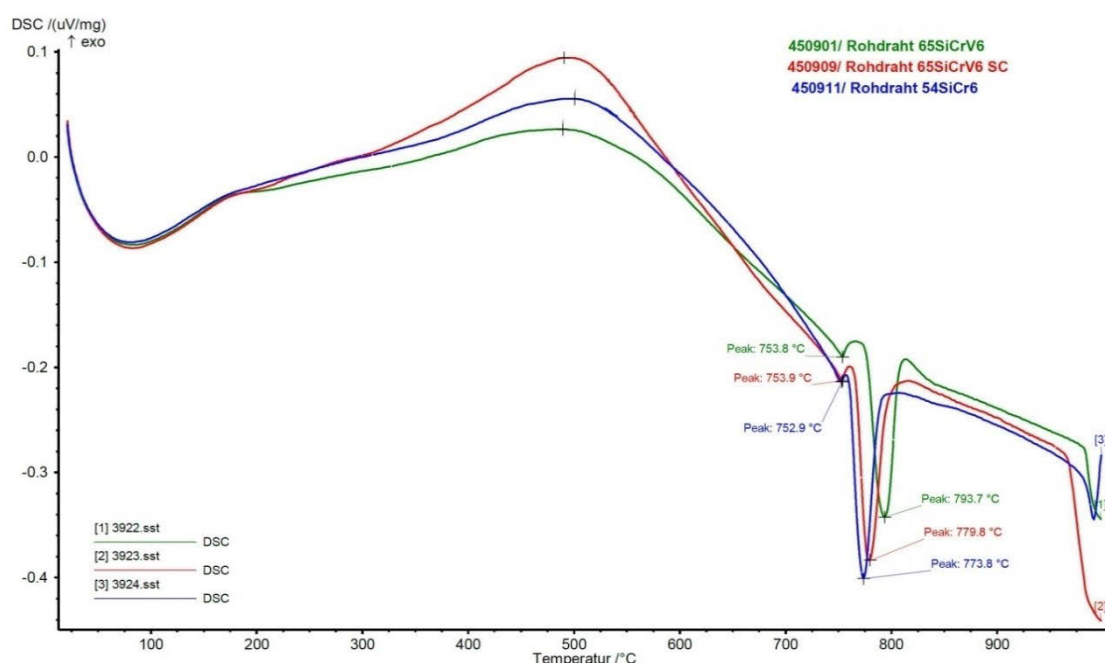


Bild 3.12: DSC – Messung der drei verschiedenen Versuchsmaterialien mit  $d = 4,5$  mm [43]

### 3.5.2.3 Erwärmungsverlauf

Die vom messtechnischen Aufwand betrachtet einfachste Methode, die Umwandlungstemperaturen zu bestimmen, ist die Ermittlung des Erwärmungsverlaufes. Dabei wird ein Thermoelement konzentrisch in die Mitte der Probe eingebracht und möglichst gut thermisch gekoppelt (vgl. 2.6.3). Die entstehende Messkurve, Temperatur über Zeit, weist aufgrund der endotherm ablaufenden Phasenumwandlung ab deren Beginn einen weniger steilen Anstieg auf. Mittels dieses „Knicks“ in der Messkurve kann die entsprechende Umwandlungstemperatur ermittelt werden.

Die in Bild 3.13 dargestellten Messkurven wurden an Proben, welche in der Laborvergüteanlage erwärmt wurden, aufgezeichnet. Der Beginn der Phasenumwandlung scheint bei dieser Messmethode bei geringfügig höheren Temperaturen bestimmt zu werden. Dies lässt sich auf die deutlich höhere Erwärmungsgeschwindigkeit zurückführen, welche nach Schumann und Oettel [33] dazu führt, dass weniger Zeit für Keimbildung und Diffusion zur Verfügung steht und in der Folge  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  zu höheren Temperaturen verschoben werden. Ein Beleg für die Richtigkeit dieser Aussage findet sich z.B. in Bild 3.18, welches den Temperatur- Zeitverlauf am Draht 65SiCrV6 mit  $d = 4,5$  mm im Austenitisierungsofen der Laborvergüteanlage darstellt. Hier ist mit steigender Erwärmungsgeschwindigkeit aufgrund von höherer Ofentemperatur eine Verschiebung des „Knicks“ zu höheren Temperaturen deutlich zu erkennen.

Die Methode eignet sich ähnlich zuverlässig wie Dilatometrie und DSC-Messungen für die Bestimmung der Umwandlungstemperaturen. Ein großer Vorteil besteht zusätzlich in der Ermittlung des Erwärmungsverlaufes des jeweiligen Materials im Ofen unter realen Umgebungsbedingungen.

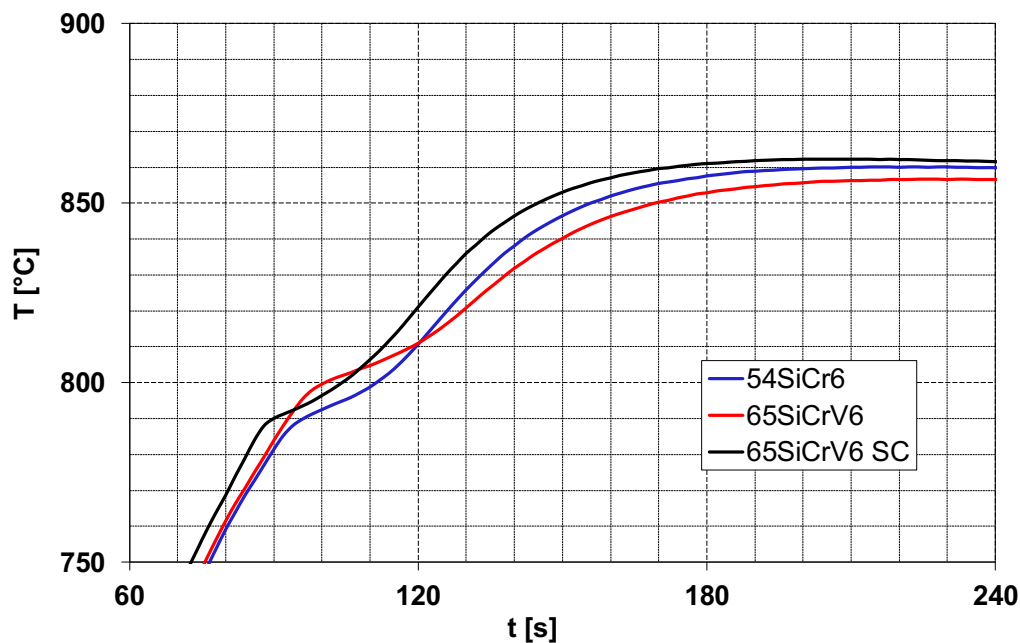


Bild 3.13: Messung des Erwärmungsverlaufes der drei verschiedenen Versuchsmaterialien mit  $d = 4,5$  mm (Ausschnittsvergrößerung im Bereich der Phasenumwandlung)

### 3.5.3 Legierungselemente

Dass die Festigkeits- und Umformeigenschaften von Federstahldraht maßgeblich durch seine Wärmebehandlung beeinflusst werden, wurde bereits eindeutig nachgewiesen [3], [43], [69], [71]. Der Einfluss von Legierungselementen auf die für die Wärmebehandlung einzustellenden Temperaturen wurde im Abschnitt 3.5.2 dargestellt. Die erreichbaren statischen und dynamischen Materialeigenschaften des vergüteten Federstahldrahtes werden ebenfalls in hohem Maße von den Legierungsbestandteilen des Ausgangsmaterials beeinflusst [70], [90], [91], [92]. In diesem Abschnitt sollen diese Zusammenhänge erläutert werden.

Wie unter 0 aufgezeigt, wird in der Literatur zumeist zwischen unlegierten, niedriglegierten und hochlegierten Stählen unterschieden. Die DIN EN 10020 [125] unterscheidet hingegen nur zwischen unlegiertem und legiertem Material. Hierfür werden für einzelne Elemente Grenzwerte in % Massenanteil festgelegt. Die Einteilung in *niedriglegiert* und *hochlegiert* ist demnach vielmehr eine praxisorientierte Art der Bezeichnung. Überschreitet der Gehalt *keines* Legierungselementes 5 % spricht man von niedriglegiert, sobald der Gehalt eines Legierungselementes einen Gehalt von 5 % überschreitet, von hochlegiert [59]. Verschiedentlich wird auch der Begriff der *Mikrolegierung* angewendet, hiermit sind Legierungselemente mit einem Gehalt von max. 0,2 % bezeichnet [24], [58], [90].

Ziel der Beimengung von weiteren Elementen zum Stahl ist neben der Härthbarkeit auch die Beeinflussung des Gefüges bzw. des Kornwachstums. Feineres Korn bewirkt eine hohe Dauerfestigkeit und ist damit für Federstähle von hoher Bedeutung [58], [60], [93].

Die DIN EN 10270-2 [123] führt als wichtigste Legierungsbestandteile ölschlussvergüteter Federstähle Kohlenstoff *C*, Chrom *Cr*, Mangan *Mn*, Silizium *Si* und Vanadin *V* auf. Kohlenstoff ist aufgrund seines hohen Einflusses auf die Festigkeit und Härthbarkeit das wichtigste Element im Stahl, wird jedoch nicht als Legierungselement bezeichnet. Mit steigendem C – Gehalt steigen die vorgenannten Eigenschaften des Stahls an, seine maximale Dehnung hingegen sinkt. Chrom macht Stahl ölhärtbar, indem es die für die Martensitbildung kritische Abkühlungsgeschwindigkeit herabsetzt. Dies geschieht durch die Verringerung der Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs und ermöglicht somit die Verwendung von schwächer wirkenden Abschreckmedien [59]. Bei größeren Drahtdurchmessern kann zudem ein höherer Cr-Anteil die Durchhärthbarkeit begünstigen. Die Zugfestigkeit wird mit steigendem Cr-Bestandteil erhöht. Auch Mangan verbessert die Härthbarkeit des Stahles, indem es die für das Härten kritische Abkühlgeschwindigkeit herabsetzt. Mangan und Chrom erweitern den  $\gamma$ -Bereich (Austenitbereich) und wirken somit dem Silizium, welches diesen Bereich verengt, entgegen. Silizium erhöht die für Federstähle außerordentlich wichtige Elastizitätsgrenze, indem es aufgrund der unterschiedlichen Atomradien von Silizium und Eisen Versetzungen blockiert, und verbessert maßgeblich die Zunderbeständigkeit. Vanadin verhindert durch die Ausscheidung von Carbiden, welche sich vorwiegend an Korngrenzen anlagern, das Wandern der Korngrenzen während der Austenitisierung und bewirkt somit eine Verfeinerung des Korns [24], [91], [90], [94], [95], [96].

### 3.6 Austenitisieren

Neben der Austenitisierungstemperatur  $T_{AU}$  und den Legierungselementen beeinflusst die Haltezeit des Materials oberhalb von  $T_{A3}$  maßgeblich das Kornwachstum. Nachdem die Keimbildung abgeschlossen ist, kommt es durch das Halten der Temperatur neben Ausscheidungen und der Auflösung von im Material vorhandenen Carbiden zum Kornwachstum. Wird ein möglichst feines Gefüge angestrebt, so ist die Haltezeit sehr kurz zu wählen. Im Widerspruch dazu steht, dass die Auflösung von Carbiden, welche durch eine Kohlenstoffdiffusion aus dem Carbid in den Austenit gekennzeichnet ist [58], eine längere Haltezeit benötigt. Da die Auflösung der Carbide zu einem homogenen und damit belastbareren Gefüge führt, ist die Wahl der Austenitisierungszeit (hier  $t_1$ ) ein Kompromiss zwischen beiden Vorgängen. In der Praxis werden Zeit-Temperatur-

Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder) als Hilfsmittel verwendet. Sie geben neben den zu erwartenden Gefügebestandteilen bei gegebenen Prozessparametern auch die erreichbare Korngröße nach ASTM [133] an. Es wird zwischen isothermen und ZTA-Schaubildern für kontinuierliches Erwärmen unterschieden (vgl. Bild 3.14 und Bild 3.15).

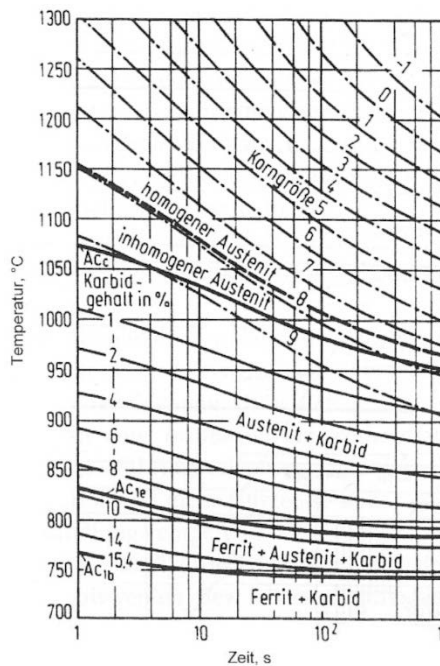


Bild 3.14:  
Isothermes ZTA-Schaubild [33]

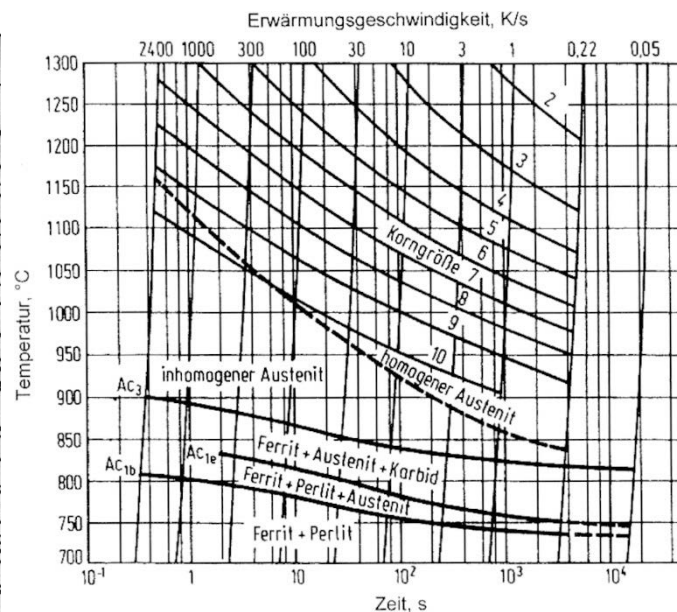


Bild 3.15:  
ZTA-Schaubild für kontinuierliches Erwärmen [33]

Ein erster Anhaltspunkt für die Wahl der Austenitisierungszeit  $t_1$  kann den unter 3.5.2 beschriebenen Messungen des Erwärmungsverlaufs entnommen werden. Für die gewählte Austenitisierungstemperatur  $T_1$  ist eine Zeit oberhalb des in der Messkurve hervortretenden *Knicks* zu wählen. Von dieser Zeit ausgehend können Proben erstellt werden, bei denen die Zeit jeweils in mehreren kurzen Zeitschritten oberhalb und unterhalb der gewählten Zeit variiert wird. Die nachfolgenden Prozesse werden zunächst mit bekannten Parametern z.B. von ähnlichen Materialien oder aus Standardprozessen durchgeführt. Einzig die Dauer der Austenitisierung wird variiert. Mittels Zug- und Torsionsversuchen werden anschließend die mechanischen Parameter überprüft. Eine unvollständige Umwandlung aufgrund zu geringer Prozessdauer wird zwangsläufig zu z.B. niedriger Zugfestigkeit  $R_m$  führen. Wird die Austenitisierungszeit jedoch zu lang gewählt, wird bedingt durch die Bildung von Grobkorn die Festigkeit des Materials ebenfalls herabgesetzt. Zunächst sollte demnach rein anhand der mechanischen Parameter ein Optimum gefunden werden.

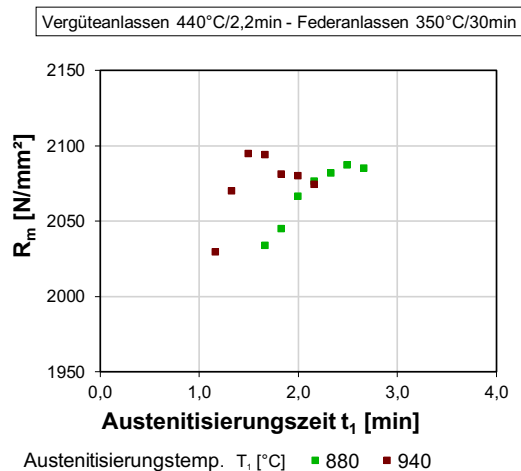


Bild 3.16:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Austenitisierungsversuchen  
an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm [97]

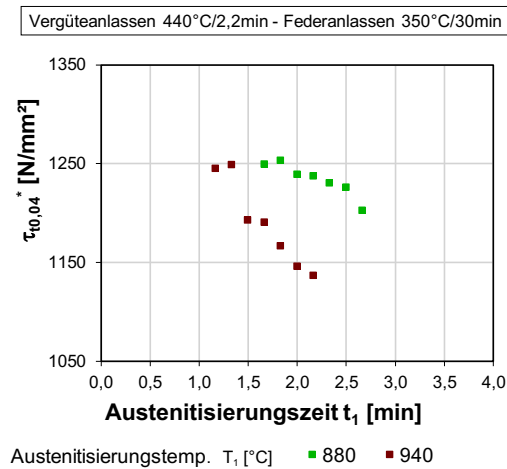


Bild 3.17:  
fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus  
Austenitisierungsversuchen an 65SiCrV6 SC in  
 $d = 4,5$  mm [97]

Im Rahmen dieser Arbeit wurde dieser Vorgang für alle Probematerialien durchgeführt. Bild 3.16 und Bild 3.17 stellen die Zugfestigkeit  $R_m$  bzw. die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  für zwei gewählte Austenitisierungstemperaturen (Ofentemperaturen)  $T_1 = 880$  °C bzw.  $T_1 = 940$  °C dar (der Versuchsplan ist Anhang A Tabelle A.1 zu entnehmen). An dieser Stelle ist zwingend anzumerken, dass die Absolutwerte der mechanischen Kenngrößen nicht in die Betrachtung einbezogen werden sollten. Sie werden in den nachfolgenden Behandlungsschritten maßgeblich beeinflusst. Daher wurden die betroffenen Parameter für diese Versuchsreihen nicht variiert. Die beiden dargestellten Kurven zeigen jeweils ein ausgeprägtes Maximum. Die dort verwendeten Parameter  $T_1$  und  $t_1$  können zunächst als optimal betrachtet und für rein statisch beanspruchte Materialien eingesetzt werden. Eine Überprüfung des Gefüges ist besonders bei dynamisch beanspruchten Materialien unerlässlich. Das Gefüge muss dabei auf Homogenität und vollständige Umwandlung begutachtet werden. Besonders nicht aufgelöste Carbide, welche als Fehlstellen mit höherer Härte im Material verbleiben, können hier identifiziert werden. Mit steigender Austenitisierungszeit  $t_1$  ist bei den Untersuchungen eine geringer werdende Anzahl nicht gelöster Carbide festzustellen. Da die Mikroskopaufnahmen in gedruckter Form keine Identifizierung der Carbide mehr ermöglichen, wird an dieser Stelle auf Bilder verzichtet.

Anhand der ZTA-Schaubilder wird klar, dass mittels verschiedener Kombinationen von Austenitisierungstemperatur (Ofentemperatur)  $T_1$  und Austenitisierungszeit  $t_1$  identische Gefüge bzw. identische Korngrößen eingestellt werden können. Dass diese bei

gleicher Nachbehandlung zu ähnlichen mechanischen Materialkennwerten führen, soll anhand von Bild 3.18 verdeutlicht werden. Es stellt die Erwärmungsverläufe eines Drahtes aus 65SiCrV6 mit  $d = 4,5$  mm bei vier verschiedenen Temperaturen  $T_1 > T_{AU}$  dar. Zusätzlich sind, markiert als Punkte, Zeiten  $t_1$  abgetragen, mit denen die Proben behandelt wurden. Nach einem Vergüteanlassen mit  $T_5 = 440^\circ\text{C}/t_5 = 132\text{s}$  und einem Federanlassen mit  $T_9 = 350^\circ\text{C}/t_9 = 30\text{min}$  wurden Torsionsversuche durchgeführt. Im Beispiel ist für die Proben die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  (Mittelwert aus zwei Versuchen) dargestellt. Es zeigt sich, dass trotz deutlich unterschiedlicher Austenitisierungsregime mit nachfolgender identischer Wärmebehandlung annähernd identische Materialkennwerte erreicht wurden.

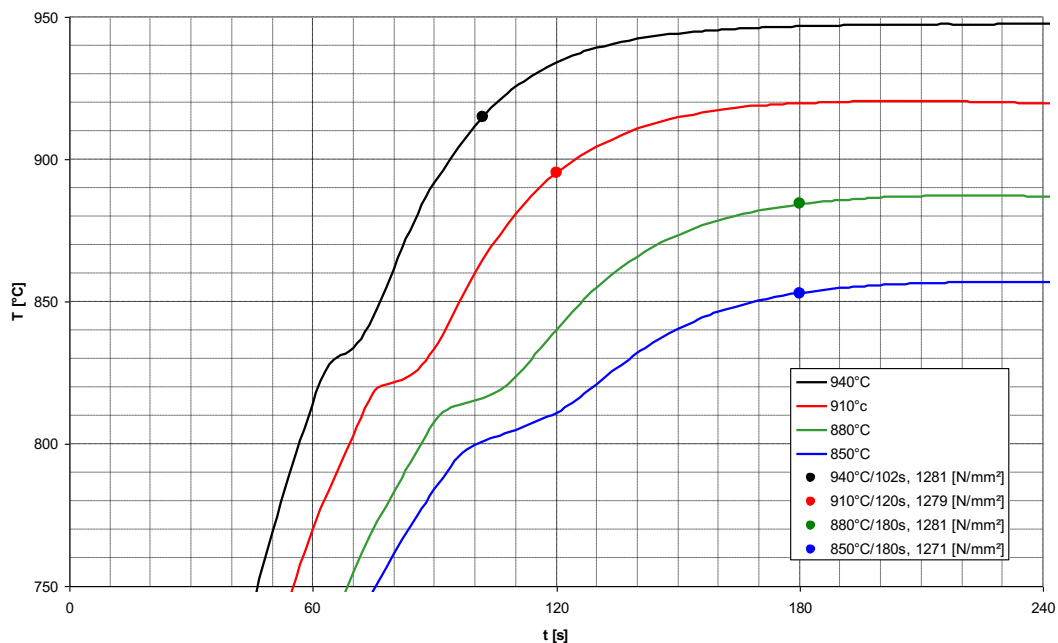


Bild 3.18: Temperatur- Zeitverlauf am Draht 65SiCrV6 mit  $d = 4,5$  mm im Austenitisierungs-Ofen der Laborvergüteanlage, Eingetragene Punkte stellen die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  (Werte siehe Legende) von Probedrähten bei Vergüteanlassen mit  $440^\circ\text{C}/132\text{s}$  und Federanlassen  $350^\circ\text{C}/30\text{min}$  dar [43]

### 3.6.1 Austenitisierung mit erhöhter Erwärmungsgeschwindigkeit

Besonders im industriellen Bereich gibt es aufgrund wirtschaftlicher Zwänge stetig Bestrebungen, den Materialdurchsatz zu erhöhen. Hohe Durchlaufgeschwindigkeiten durch die Vergüteanlage begünstigen die Materialausbringung pro Zeiteinheit. Da die Umwandlungstemperaturen erreicht werden müssen, können Zeiteinsparungen, welche auf erhöhter Durchlaufgeschwindigkeit basieren, nur durch erhöhte Ofentemperatur erreicht werden. Zu beachten sind die unter 3.5.2 beschriebenen Effekte bezüglich

höherer  $A_{c3}$ -Temperatur und höherem Anteil nicht gelöster Carbide, welche zu einer Begrenzung der minimalen Durchlaufdauer führen.

Um die mögliche Verkürzung der Verweildauer im Austenitisierungsöfen  $t_1$  zu untersuchen, wurden Versuche mit einer Temperatur  $T_1$  von 970 °C und identischen Parametern der folgenden Prozessabschnitte der bisher dargestellten Versuche durchgeführt. Lediglich auf ein anschließendes Federanlassen wurde verzichtet. Bild 3.19 und Bild 3.20 zeigen analog zu den bisherigen Versuchen die Zugfestigkeit  $R_m$  bzw. die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  (der Versuchsplan ist Anhang A Tabelle A.2 zu entnehmen). Im Vergleich zu Bild 3.16 und Bild 3.17 fällt besonders die nochmals deutlich kürzere Zeit für das Erreichen des Maximums der Zugfestigkeit  $R_m$  auf. Auch ist ein deutlich stärkerer Abfall der Festigkeit zu kürzeren Austenitisierungszeiten  $t_1$  zu verzeichnen. Leider konnten für diese Proben keine Gefügeuntersuchungen durchgeführt werden, so dass keinerlei Aussagen zum Gehalt an nichtaufgelösten Carbiden und zum Grad der Umwandlung getroffen werden können. Generell kann bei hohen Erwärmungsgeschwindigkeiten, insbesondere mit hoher Endtemperatur, von einem sehr zeitkritischen Prozess ausgegangen werden. Bei zu kurz gewählter Haltedauer kann es aufgrund der zu höheren Temperaturen verschobenen  $A_{c3}$ -Temperatur zu unvollständig umgewandelten Gefügebestandteilen kommen. Hingegen ist bei zu langer Dauer aufgrund des hohen Energieeintrags durch die höhere Temperatur von Grobkornbildung auszugehen.

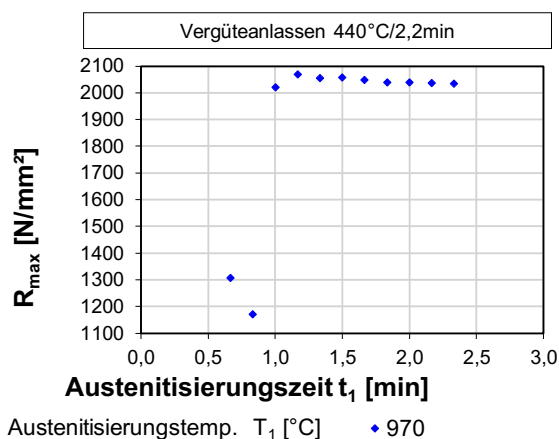


Bild 3.19:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Austenitisierungsversuchen an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm [98]

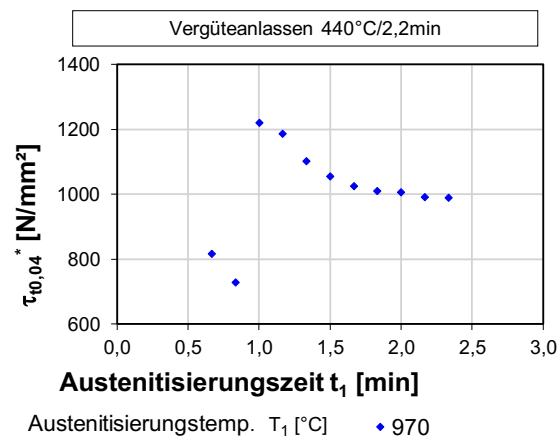


Bild 3.20:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Austenitisierungsversuchen an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm [98]

### 3.6.2 Induktive Erwärmung

Eine weitere, auch industriell genutzte Technologie der Erwärmung ist die induktive Vorwärmung oder auch die vollständig induktive Erwärmung [99]. Da diese besonders



durch die hohe Zeiteinsparung immer mehr an Bedeutung gewinnt, wurden auch hierzu Versuche im Labormaßstab durchgeführt.

Grundlage der induktiven Erwärmung ist ein elektromagnetischer Leiter, der in Spulenform um das zu erwärmende Werkstück geführt wird (Bild 3.21 und Bild 3.22). Die Spule erzeugt aufgrund eines angelegten Wechselstroms ein magnetisches Wechselfeld. Dieses führt im ferromagnetischen Werkstück zu einer fortwährenden Veränderung der Ausrichtung der Weiss'schen Bezirke, welche wiederum zu Ummagnetisierungsverlusten (Hystereseverlusten) und damit zur Erwärmung des Werkstücks führt [100], [101].

Zusätzlich werden durch das magnetische Wechselfeld gemäß dem Transformatorprinzip in elektrisch leitfähigen Materialien Wechselströme induziert. Diese führen aufgrund des Ohm'schen Widerstandes zu einer Leistung, welche als Wärme abgegeben wird [102].

Für Federstahldrähte sind beide Effekte von hoher Wichtigkeit. Die Werkstoffe sind zunächst ferromagnetisch, verlieren diese Eigenschaft jedoch ab der Curie-Temperatur  $A_{C2}$ . Daher erfolgt die Erwärmung bis zu  $A_{C2}$  von ca. 768°C zum größten Anteil über Ummagnetisierungsverluste, darüber hinaus über Wirbelströme. In Bild 3.23 ist die geringere Erwärmungsgeschwindigkeit ab  $A_{C2}$  anhand des geringeren Anstiegs der Erwärmungskurve zu identifizieren. Dieser Graph wurde mittels Pyrometer an einer induktiv erwärmten Probe aus 65SiCrV6SC mit  $d = 4,5$  mm aufgezeichnet.

Weiterhin wird anhand von Bild 3.23 deutlich, wie schnell die Erwärmung des Drahtes erfolgt. Die Endtemperatur von 880 °C wird bereits nach ca. 18 s erreicht. Im Vergleich dazu werden die 860 °C Endtemperatur in Bild 3.13 mittels konventioneller Ofentechnik erst nach ca. 180 s erreicht. Erklärung zum Lesen des Diagramms: Die induktive Erwärmung und die Messung wurden bei  $t = 0$  s gestartet. Das verwendete Pyrometer beginnt die Messung jedoch erst bei 300 °C. Daher beginnen die Kurven erst bei dieser Temperatur.

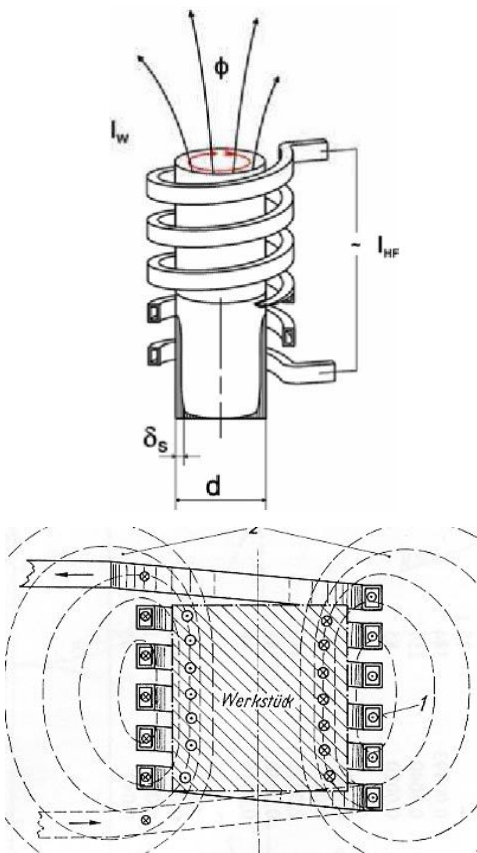


Bild 3.21:  
Prinzip der induktiven Erwärmung [102]



Bild 3.22:  
Induktive Erwärmung einer Probe in der  
Laborvergüteeinrichtung [103]

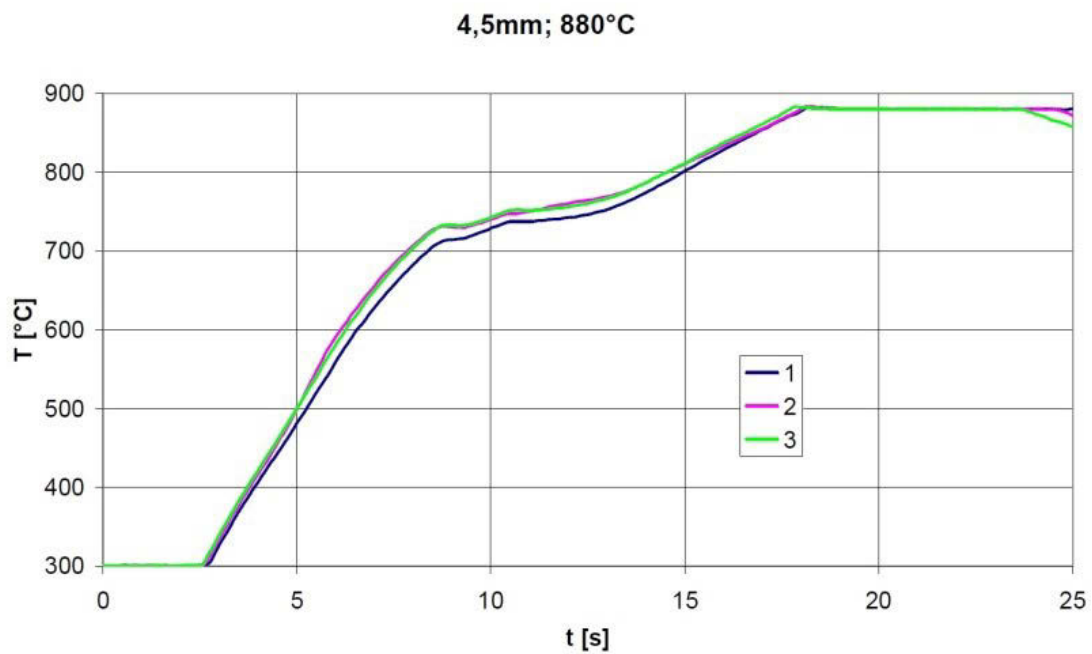


Bild 3.23: Erwärmungsverlauf bei induktiver Erwärmung, aufgenommen mit einem Pyrometer [103]

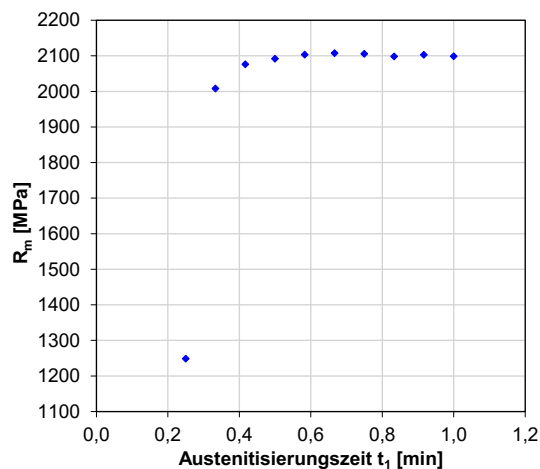


Bild 3.24:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Austenitisierungsversuchen mittels induktiver Erwärmung an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm [103]

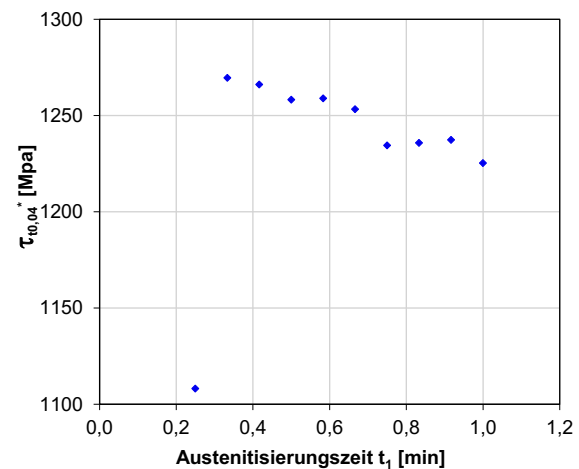


Bild 3.25:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Austenitisierungsversuchen mittels induktiver Erwärmung an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm [103]

Auch an den induktiv erwärmten Proben wurden Versuche zur Ermittlung der optimalen Austenitisierungszeit  $t_1$  durchgeführt. Bild 3.24 und Bild 3.25 stellen die Ergebnisse für Zugfestigkeit  $R_m$  bzw. die technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  der Proben dar (der Versuchsplan ist Anhang A Tabelle A.3 zu entnehmen). Diese wurden nach dem Härten, wie schon die zuvor aufgeführten, konventionell erwärmten Proben, einem Vergüteeinlassen bei  $T_5 = 440$  °C für  $t_5 = 2,2$  min und einem Federanlassen bei  $T_9 = 350$  °C für  $t_9 = 30$  min unterzogen. Im direkten Vergleich zu Bild 3.16 und Bild 3.17, welche die Messwerte der konventionell erwärmten Proben darstellen, wird der Zeitvorteil überaus deutlich. Während die Zugfestigkeit  $R_m$  der konventionell auf  $T_1 = 880$  °C erwärmten Proben ihr Maximum nach einer Austenitisierungszeit  $t_1 = 2,5$  min erreicht, wird dieses Maximum bei den induktiv erwärmten Proben bereits nach 0,5 min - 0,6 min erreicht.

Zu diesem deutlichen Geschwindigkeitsvorteil gegenüber der konventionellen Ofentechnik ist nach Wagstaff [101] die Möglichkeit des vollständigen Ab- bzw. Einschaltens der Anlage zu jeder Zeit ohne lange Abkühl- bzw. Aufheizphasen, welche bei konventionellen Anlagen zur Materialschonung beachtet werden müssen, ein wichtiger wirtschaftlicher Faktor.

### 3.6.3 Verzunderung und Randentkohlung

Für das Winden des Drahtes zur Feder ist die Drahtoberfläche von hoher Bedeutung. Beim Umformen kommt es zwischen Draht und Windestift zu sehr hohen Flächenpressungen, welche zum einem zu Verschleiß am Windestift, zum anderen auch zu

Beschädigungen, meist Spannungsrisen, an der Drahtoberfläche führen können. Laut Cope können diese Spannungsrisse durch ein Einstellen der Drahtoberfläche während der Vergütung verhindert werden [104]. Vorgehensweise sollte dabei das Einstellen einer tragfähigen Oxidschicht sein, welche in Kombination mit einer geeigneten Oberflächenbeölung die Reibung zwischen Draht und Windestift minimiert.

Das Auftreten einer Oxidschicht beruht auf einer Wechselwirkung zwischen der Drahtoberfläche und dem umgebenden Medium während des Härtens. Die sogenannte Zunderbildung erfolgt beim Erwärmen des Stahls, oberhalb von 560 °C besteht der Zunder aus Eisenoxiden in verschiedenen Schichtungen [105]. Die Bildung von Eisenoxiden ist vom Gleichgewichtszustand zwischen Ofenatmosphäre und Drahtoberfläche abhängig. So erfolgt zum Beispiel in „Gasgemischen aus Kohlenmonoxid, Wasserstoff und Methan so lange eine Reaktion zwischen den Komponenten, bis eine einheitliche Kohlenstoffaktivität erreicht ist“ [105]. Eine Zunderbildung läuft demnach ab, wenn der Sauerstoffanteil im Umgebungsmedium höher ist, als für den Zerfall von Oxiden nötig.

Durch einen Sauerstoffüberschuss kann es ebenfalls zu einer sogenannten Randentkohlung des Materials kommen. Dabei wird Kohlenstoff aus am Rand befindlichen Carbiden gelöst. Er oxidiert anschließend zu CO oder CO<sub>2</sub>. Durch den entstandenen Mangel an Kohlenstoff wird die Diffusion von weiterem Kohlenstoff an die Stahloberfläche begünstigt, wo dieser ebenfalls oxidiert. Mit laufender Prozessdauer wird die Oberfläche des Drahtes so mehr und mehr entkohlt [33]. Beim anschließenden Abschrecken kann in diesem Bereich nicht die gewünschte Festigkeit eingestellt werden. Es kommt zur Bildung einer weicheren Oberfläche. Die Entkohlung wird durch die Wirkung von Legierungselementen auf die Geschwindigkeit der Kohlenstoffdiffusion, die Aktivität des Kohlenstoffs und die  $A_{c3}$ -Temperatur entscheidend beeinflusst.

Die EN 10270-2 [123] gibt die in Tabelle 3.6 aufgeführten Entkohlungstiefen als Maximum an. Sie sind jeweils an den Ringenden zu prüfen.

Zur Vermeidung der aufgeführten Effekte ist der Einsatz von Schutzgasen als Ofenatmosphäre üblich. Mit ihnen werden kontrollierte Wärmebehandlungsatmosphären geschaffen, welche mit der Oberfläche des Drahtes in vorherbestimmte Wechselwirkung treten [105]. Dabei werden z.B. Propan-Butan-Gemische oder Stickstoff zum Hemmen der Oxidation eingesetzt.

Eine gewünschte Zunderschicht kann dann auf der Strecke zwischen Austenitisierungs-ofen und Ölbad eingestellt werden, indem der Draht gezielt der Umgebungsluft ausgesetzt wird.

Tabelle 3.6: Zulässige Randentkohlungstiefe (nach [123])

Drahtsorte	VD	TD	FD
C	0,005 d	0,008 d	0,010 d
CrV	0,007 d	0,008 d	0,010 d
SiCr, SiCrV	0,010 d	0,013 d	0,015 d

Da bereits bei der Herstellung des Walzdrahtes von Temperaturen oberhalb  $A_{c3}$  abgekühlt wird, kann es auch im Walzwerk zu Randentkohlung kommen. Durch den Einsatz von Gasatmosphären mit hohem Kohlendioxidgehalt kann rechnerisch ein Aufkohlen des Randbereichs erfolgen. Nach Eckstein [105] liegen die Zeiten für das Einstellen eines Gleichgewichtszustandes über den für die Phasenumwandlung üblichen Zeiten. Damit wird diese Methode unpraktikabel.

Eine in den letzten Jahren zunehmend verwendete Technologie zur Entfernung von Randentkohlung, welche bereits im Walzprozess auftreten kann, ist das sogenannte *Ziehschälen*. Dabei werden neben Randentkohlung auch Walzriefen, Poren und Überwalzungen durch einen spanhebenden Abtrag mit einer Tiefe von 0,1 mm bis 0,25 mm entfernt [106].

### 3.6.4 Analytische Berechnung des Austenitisierens im Glührohröfen

Wie in Abschnitt 3.4 dargestellt, ist für die Berechnung der Erwärmungskurve des Drahtes mit dem vorgestellten analytischen Modell mittels LCM die Kenntnis der Wärmeübergangskoeffizienten der am Prozess beteiligten Wärmeübergänge Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung notwendig.

#### 3.6.4.1 Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei freier Konvektion

Der Draht wurde für die Rechnung in den bereits intensiv untersuchten Sonderfall des langen Zylinders überführt [81]. In [82], [83] und [86] sind Berechnungsformeln zu finden, welche für Rayleigh-Zahlen von  $0,1 \leq Ra \leq 10^{12}$  und für Prandtl-Zahlen von  $0,01 \leq Pr \leq \infty$  gelten. Diese werden im Folgenden, zusammen mit festgelegten Randbedingungen, tabellarisch aufgeführt.

## Vertikaler Zylinder

Quelle		
[82] Fa2	$Nu_{\text{frei,v}} = (0,825 + 0,387(Ra \cdot f_1(Pr))^{\frac{1}{6}})^2 + 0,89 \cdot \frac{L_C}{d_{\text{Draht}}}$	(31)
	$f_1(Pr) = \left(1 + \left(\frac{0,492}{Pr}\right)^{\frac{9}{16}}\right)^{-\frac{16}{9}}$	(32)
	$Gr = \frac{g \cdot L_C^3 \cdot \beta \cdot (T_{\text{Draht}} - T_{\infty})}{\nu^2}$	(33)
	$\alpha_{\text{konv, frei}} = \frac{Nu_{\text{frei,h}} \cdot \lambda_{\text{Draht}}}{L_C}$	(34)
	$L_C = L_{\text{Draht}}$	(35)

## Horizontaler Zylinder

Quelle		
[82]	$Nu_{\text{frei,h}} = (0,75 + 0,387(Ra \cdot f_3(Pr))^{\frac{1}{6}})^2$	(36)
	$f_3(Pr) = \left(1 + \left(\frac{0,559}{Pr}\right)^{\frac{9}{16}}\right)^{-\frac{16}{9}}$	(37)
	$Ra = Gr \cdot Pr$	(38)
[86]	$Gr = \frac{g \cdot d_{\text{Draht}} \cdot L_C^2 \cdot \beta \cdot (T_{\text{Draht}} - T_{\infty})}{\nu^2}$	(39)
	$L_C = \frac{\pi}{2} d_{\text{Draht}}$	(40)
	$\alpha_{\text{konv, frei}} = \frac{Nu_{\text{frei,h}} \cdot \lambda_{\text{Draht}}}{\frac{\pi}{2} d_{\text{Draht}}}$	(41)
	$T_m = \frac{1}{2} (T_{\text{Draht}} + T_{\infty})$	(42)
	$\nu = \nu(T_m)$	(43)
	$Pr = Pr(T_m)$	(44)
	$\beta = \beta(T_{\infty})$	(45)

### 3.6.4.2 Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei erzwungener Konvektion

Bei einer Bewegung des Drahtes durch die Anlage, wie sie z.B. in industriellen Anlagen erfolgt, ergibt sich eine Anströmung des Drahtes. Aus dieser Anströmung folgt erzwungene Konvektion. Es ergibt sich der Berechnungsfall eines längs angeströmten Zylinders, welcher nach [86], für gegenüber dem Krümmungsradius kleine Grenzschichtdicken, äquivalent überströmte, ebene Platten gerechnet werden kann. Der Krümmungsradius wird dabei über den sogenannten Krümmungsparameter  $K_{Kr}$  erfasst. Anhand der Reynoldszahl ist zu entscheiden, ob die sich ausbildende Strömung laminar oder turbulent ist.

Quelle		
[86]	$K_{Kr} = \frac{4 \cdot \left( \frac{L_C}{d_{\text{Draht}}} \right)}{Re_d}$	(46)
	$Re_d = \frac{v \cdot d_{\text{Draht}}}{\nu}$	(47)
Für $K_{Kr} \leq 0,001$ gelten (48) bis (51) [82]:		
[82]	$Re_d = \frac{v \cdot L_C}{\nu}$ Es gilt (40).	(48)
	Laminar für $Re < 10^5$ und $0,6 \leq Pr \leq 2000$ $Nu_{\text{lam}} = 0,664 \sqrt{Re} \sqrt[3]{Pr}$	(49)
	Turbulent für $5 \cdot 10^5 < Re < 10^7$ $Nu_{\text{turb}} = \frac{0,037 Re^{0,8} Pr}{1 + 2,443 Re^{-0,1} \left( Pr^{\frac{2}{3}} - 1 \right)}$	(50)
	$\alpha_{\text{konv,erzw}} = \frac{Nu \cdot \lambda_{\text{Draht}}}{L_C}$	(51)

Für $10^{-3} < K_{Kr} \leq 10^4$ muss die Zylinderkrümmung beachtet werden [86], es gelten: (Stoffwerte jeweils einzusetzen bei $T_m$ (42))		
[86]	$Nu_d = \left( 2 \cdot \frac{0,55}{\sqrt{K_{Kr}}} + \frac{10}{9} \frac{0,95}{K_{Kr}^{0,1}} \right) Pr^{\frac{1}{3}}$	(52)
	$\alpha_{\text{konv,erzw}} = \frac{Nu_d \cdot \lambda_{\text{Draht}}}{L_C}$	(53)

### 3.6.4.3 Parameterbestimmung für den Wärmeübergang bei Überlagerung von freier und erzwungener Konvektion

Nach [82] werden die Wärmeübergangskoeffizienten von erzwungener und freier Konvektion mittels Gleichung (54) zusammengefasst.

Quelle		
[82]	$\alpha_K = \sqrt[3]{\alpha_{\text{Konv,erzw}}^3 + \alpha_{\text{Konv,frei}}^3}$	(54)

### 3.6.4.4 Parameterbestimmung für Wärmeübergang bei Wärmestrahlung

Quelle		
[107]	$\alpha_{\text{Strahlung}} = \varepsilon_{\text{Ges}} \cdot \alpha_{\text{Schwarz}}$	(55)
	$\alpha_{\text{Schwarz}} = \frac{5,67 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}^4} \cdot (T_{\infty}^4 - T_{\text{Draht}}^4)}{T_{\infty} - T_{\text{Draht}}}$ <p>Mit <math>T_{\infty}</math> und <math>T_{\text{Draht}}</math> in [K]</p>	(56)
[82]	$\varepsilon_{\text{Ges}} = \frac{1}{\frac{1}{\varepsilon_{\text{Draht}}} + \frac{A_{\text{Draht}}}{A_{\text{Ofen}}} \left( \frac{1}{\varepsilon_{\text{Ofen}}} - 1 \right)}$	(57)

Nach [82] entspricht der vollständig umschlossene Draht einem Sonderfall mit  $A_{\text{Draht}} \ll A_{\text{Ofen}}$ . Es kann daher annäherungsweise angenommen werden, dass  $\varepsilon_{\text{Ges}}$  gleich  $\varepsilon_{\text{Draht}}$  ist. Sander hat mittels Abgleich von Pyrometer- und Thermoelementmessungen experimentell ein  $\varepsilon_{\text{Draht}}$  von 0,85 bestimmt [81].

### 3.6.4.5 Validieren der Ergebnisse

Die Formeln (36) bis (57) wurden in das vorgestellte analytische Berechnungsmodell nach LCM eingearbeitet. Nach Angabe von Drahtdurchmesser und chemischer Zusammensetzung, Verweildauer bzw. Durchlaufgeschwindigkeit, Ausrichtung des Drahtes, umgebendem Medium (Schutzgas / Luft) sowie der Anströmgeschwindigkeit und der Ofentemperatur, hier  $T_1$ , wird der Erwärmungsverlauf berechnet. Dabei wird die gesamte Erwärmung in einzelne Zeitschritte, abhängig von der angegebenen Verweildauer im Ofen, geteilt. Für jeden dieser Schritte wird eine Endtemperatur berechnet. Da die Stoffwerte temperaturabhängig sind, werden sie anschließend für diese Temperatur neu berechnet. Unterhalb der  $A_{c1}$  – Temperatur werden die Stoffwerte für  $\alpha$ -Eisen errechnet, oberhalb die Stoffwerte von  $\gamma$ -Eisen.



Es wurden zahlreiche Experimente zur Verifizierung des Modells durchgeführt. Bild 3.26 zeigt am Beispiel eines 65SiCrV6, welcher in der Laborvergüteanlage auf  $T_1 = 940\text{ °C}$  erwärmt wurde, wie exakt das Modell die Realität abbildet.

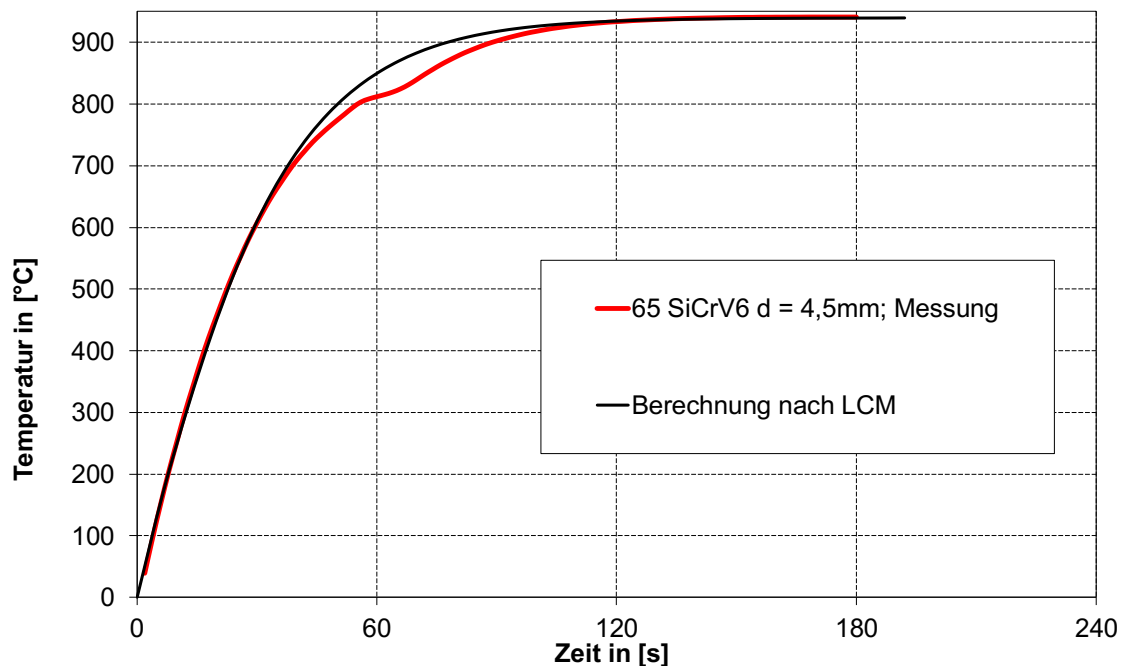


Bild 3.26: Erwärmungsverlauf 65SiCrV6 Vergleich Messung - Rechnung

### 3.6.5 Nachrechnung der Erwärmung mittels FEM

Der beschriebenen analytischen Rechnung sind in vieler Hinsicht Grenzen gesetzt. Dazu zählen neben den beschriebenen notwendigen Annahmen auch die Darstellbarkeit der Ergebnisse über die Drahtlänge und die Berechnung des realen Erwärmungsverlaufs während der Phasenumwandlung (vgl. Bild 3.26).

Um diese Einschränkungen zu umgehen, wurde auf Basis der für die analytische Rechnung bereits ermittelten Stoffwerte und der bekannten Temperaturverteilung im Ofen ein FEM Modell erstellt. Ziel war es zu prüfen, ob die FEM als Werkzeug für die Berechnung der Wärmebehandlung deutliche Vorteile gegenüber der analytischen Methode besitzt. Das verwendete Modell basiert auf [108] und wurde lediglich an die Verwendung für die Berechnung der Austenitisierung im Laborofen angepasst. Die vollständige Beschreibung der Methode ist [108] zu entnehmen.

Die Handhabung wurde auch hier auf ein Excel – Datenblatt zurückgeführt. In diesem werden über die Stoffwerte des Drahtes, Drahtdurchmesser und die gemessene

Temperaturverteilung im Austenitisierungsofen der Laborvergüteanlage die notwendigen Eingangsgrößen, wie Wärmeübergangskoeffizienten, Längenausdehnungskoeffizienten und Wärmeleitfähigkeiten zusammengetragen. Diese werden als Text in ein Makro der FEM-Software Ansys übergeben. Dieses Makro wird im FEM-Programm ausgeführt. Als Ergebnis wird zum einen die Temperaturverteilung im Draht ausgegeben, zum anderen wird der Erwärmungsverlauf sowohl graphisch als auch als Wertepaare in einem Text-Dokument ausgegeben.

Verwendet wurde die sogenannte Temperaturfeldberechnung. Sie erlaubt es, mit gegebenen Bedingungen die Temperatur orts- und zeitabhängig zu berechnen. Die Temperaturfeldmethode erlaubt es, sowohl stationäre als auch instationäre (transiente) sowie lineare und nichtlineare Wärmeübertragungseffekte zu beschreiben.

#### **3.6.5.1 Aufbau des Temperaturfeld - Modellmakros für die Beschreibung des Versuchsofens**

Um sich der Erwärmungsberechnung von Federstahldrähten und der Analyse des Verhaltens der Ofenatmosphäre mittels Temperaturfeld-Methode zu nähern, sind bei der Programmierung folgende Schritte zu durchlaufen (in Anlehnung an [108]):

##### *1. Parameterdefinition*

- Definitionen zur Modellbeschreibung (physikalische, topografische, topologische und Versionen beschreibende Parameter bzw. Variablen)
- Definition der zeitdiskreten Größen (Zeiten, Temperaturen / -verläufe)
- Materialdefinitionen (Eigenschaften der Luft, des Drahtes und des Ofens)

##### *2. Modellgenerierung*

- Modellierung des Drahtes und der Ofenwand
- Aufbringen des Rechnetzes auf das Modell durch Sweepingoperationen
- Die Strahlungsbeziehungen zwischen Strahlerflächen der Ofenwand und der Oberfläche des Drahtes werden mittels des Strahlungsprozessors AUX12 generiert

### 3. Berechnungsablauf

- Definition der allgemeinen Randbedingungen des stationären Anfangszustandes (Temperaturfesthaltungen)
- Temperaturberechnung der Ofenluft bei der Befüllung mit kaltem Draht
- Berechnung der Erwärmung des Drahtes durch die Lösung der transienten Problematik

#### 3.6.5.2 Bestimmung der notwendigen Eingabeparameter

Für die Bestimmung der nötigen Eingabegrößen wird eine Excel – Tabelle verwendet, welche wiederum auf Stoffdaten aus dem VDI-Wärmeatlas [82] zwischen 0°C und 1000°C zurückgreift. Diese Werte werden durch Polynome 4. Ordnung approximiert. Die gewonnenen Koeffizienten werden in die benötigten Kommandozeilen für das Ansys-Makro integriert.

In den ersten beiden Arbeitsblättern der Excel – Tabelle werden die physikalischen Eigenschaften zur Beschreibung der thermischen Prozesse definiert. Es sind die Eigenschaften der Luft (Dichte, Wärmekapazität, Volumenausdehnungskoeffizient, Wärmeleitfähigkeit und Viskosität) und der Federdrahtwerkstoffe (Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und Dichte) in Abhängigkeit von der Temperatur hinterlegt. In einem weiteren Arbeitsblatt werden Drahtdurchmesser und -werkstoff aus vorgegebenen Listen ausgewählt.

#### 3.6.5.3 Allgemeine Vorbetrachtungen zum Austenitisierungsprozess

Wie unter Abschnitt 3.5.2 beschrieben, benötigt die Umwandlung von  $\alpha$  - Eisen zu  $\gamma$  - Eisen Energie. Aus thermodynamischer Sicht kommt es dabei zu einem Anstieg der inneren Energie bzw. Enthalpie. Physikalisch ist das Problem einem Phasenübergang, wie dem Übergang vom festen in den flüssigen oder flüssigen in den gasförmigen Zustand, sehr ähnlich. Die dafür benötigten Schmelz- bzw. Verdampfungswärmen sind in diesem Fall der Enthalpiezuwachs. Die Temperatur bleibt in diesem Bereich nahezu konstant. Es gibt hier theoretisch eine unendlich große Wärmekapazität.

Bei der Gefügeumwandlung steigt die Temperatur jedoch immer noch leicht an, so dass man den Enthalpiezuwachs  $\Delta H_{\text{aust}}$  im Austenitisierungstemperaturbereich  $\Delta T_{\text{aust}}$  durch eine zusätzliche Wärmekapazität  $C_{\text{aust}}$  (58) beschreiben kann.

$$C_{\text{aust}} = \frac{\Delta H_{\text{aust}}}{\Delta T_{\text{aust}}} \quad (58)$$

#### 3.6.5.4 Beschreibung des Laboraustenitisierungsofens und Übertragung auf das FEM-Modell

Da der Draht durch industriell genutzte Austenitisierungsofen hindurchgezogen wird, kann davon ausgegangen werden, dass der Draht über seine Länge betrachtet keinen Temperaturgradienten aufweisen wird. Der Ofen der Laborvergüteanlage hingegen besteht aus einem vertikal angeordneten Hohlzylinder mit einer Höhe von 810 mm und einem inneren Durchmesser von 60 mm. Dieses Stahlrohr ist von halbschalenförmigen Heizelementen umgeben, die sich fast über die gesamte Höhe erstrecken (Bild 3.27). Durch die Beheizung in drei Zonen über die Höhe bildet sich ein charakteristisches Temperaturprofil aus. Am Deckel und am Boden herrschen tiefere Temperaturen und in der Mitte stellt sich ein relativ konstanter Temperaturbereich ein. Bild 3.28 zeigt die Temperaturverteilung gemessen mit einem Thermoelement, welches schrittweise von oben nach unten durch den Ofen geführt wurde.

Der Draht wird vom Greifer in der Mitte des Ofens gehalten. Durch einen pneumatisch betätigten Schieber wird der Ofen verschlossen. Somit ist sichergestellt, dass die Ofenluft ein abgeschlossenes Kontrollvolumen bildet. Die heiße Luft kühlt sich am kalten Draht ab und beginnt zu sinken. An der heißen Wand erhitzt sich die Luft wieder und steigt auf. Deshalb ist bei der Luft mit steigender Höhe auch eine steigende Temperatur zu verzeichnen. Es bildet sich eine Zirkulation durch freie Konvektion aus.



Bild 3.27:  
Schnittdarstellung des Austenitisierungsofens der  
Laborvergüteanlage

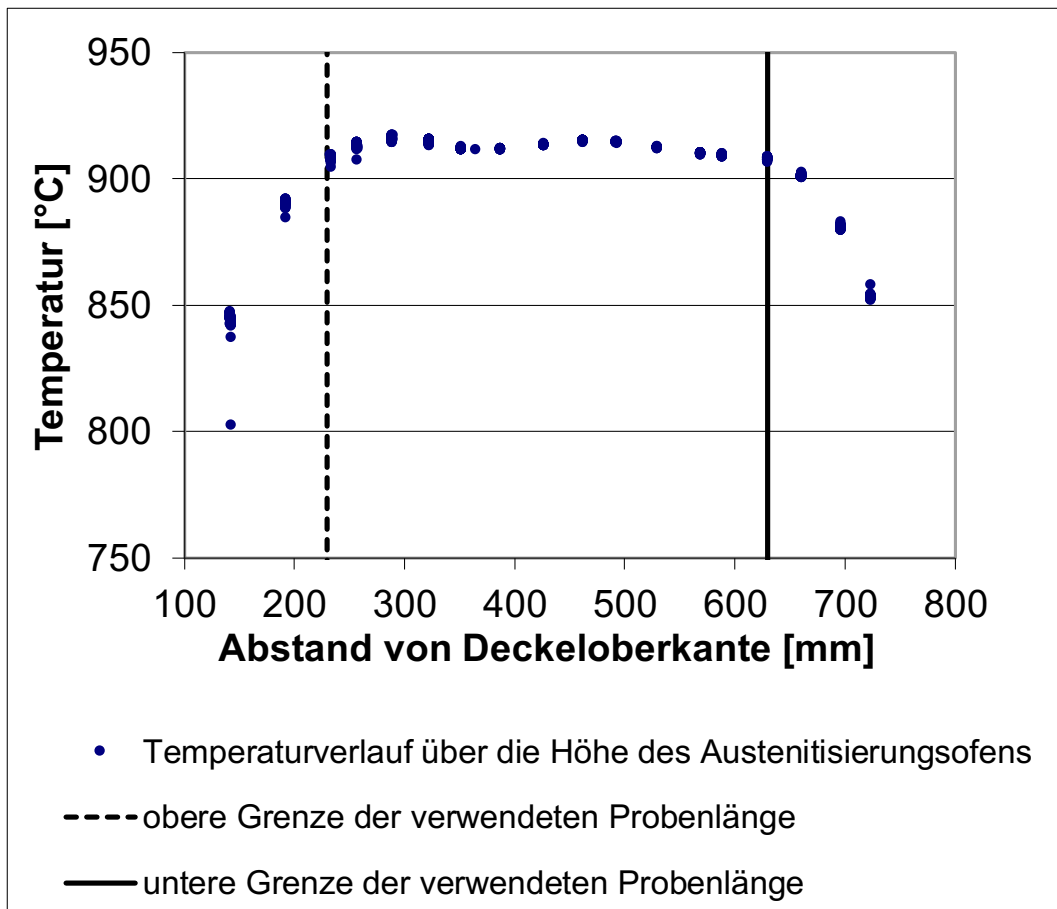


Bild 3.28: Temperaturverteilung der Ofenluft im Bezug zur Ofenhöhe  
(0 mm = Deckel; 810 mm = Boden)

Die Temperaturverteilung erfordert eine höhenabhängige Angabe der Ofentemperatur. Hierzu wird der Übergangsbereich von der minimalen zur maximalen Temperatur im oberen und unteren Ofenabschnitt durch eine Cosinus-Funktion angenähert. Im mittleren Ofenabschnitt wird ein Bereich annähernd konstanter Temperatur vorgegeben (Bild 3.29).

Die Temperaturwerte werden an 42 Stellen im Übergangsbereich errechnet und als tabellarische Parameter (Höhe-Temperatur-Wertepaare) an das Ansys-Makro übergeben.

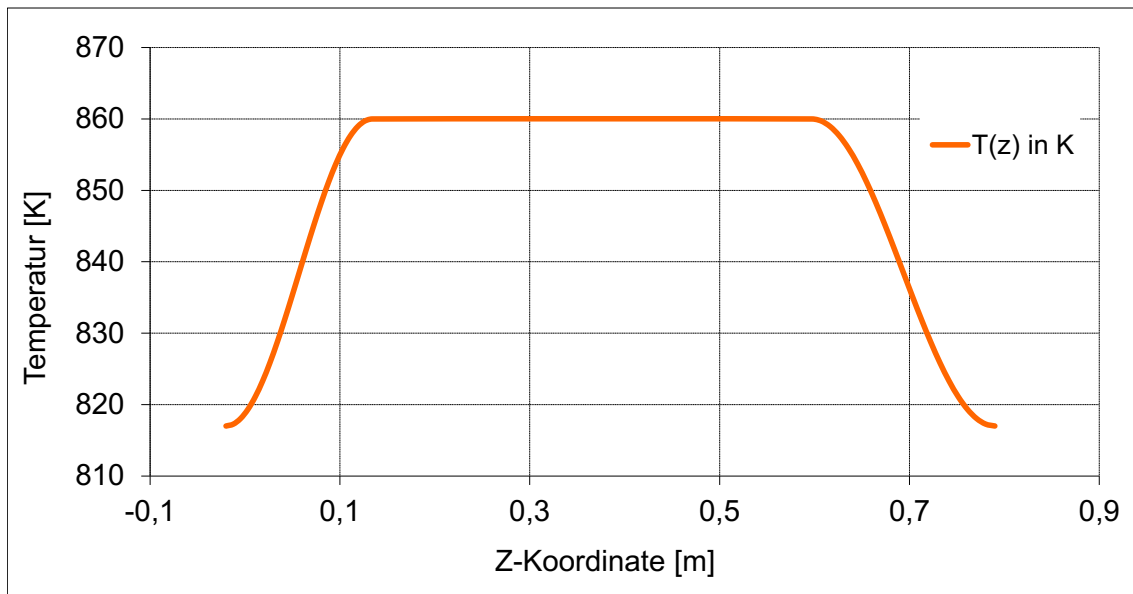


Bild 3.29: Einzuprägender Temperaturverlauf in Abhängigkeit von der Höhe  
( $z = 0$  entspricht der Oberkante des Ofens)

### 3.6.5.5 Beurteilung der Genauigkeit des FEM-Modelles

Anhand Bild 3.30 kann zunächst eine Aussage über die Temperaturverteilung längs des Drahtes getroffen werden. Diese entspricht den Erwartungen bezüglich der Temperaturschichtung im Austenitisierungsofen. Dabei liegt die Temperatur an den Enden des simulierten Drahtes ca. 50 K unter der Temperatur in der Mitte der Drahtlängsachse.

Bild 3.31 zeigt den berechneten Erwärmungsverlauf des Drahtes in der Mitte. Es sind lediglich sehr geringe Abweichungen zu dem real gemessenen Verlauf zu erkennen. Die FEM-Methode erweist sich demnach als sehr gute Möglichkeit, den Erwärmungsverlauf zu berechnen. Mit Rechenzeiten von 15 min bis 30 min je nach Rechenleistung ist sie jedoch deutlich weniger praktikabel als die analytische Rechnung, welche die Ergebnisse sofort ausgibt. Der Aufwand für die Bestimmung der notwendigen Eingabedaten ist bei beiden Methoden identisch. Zudem kann aus dem Wissen über den Temperaturverlauf im Bereich der Phasenumwandlung kein Nutzen gezogen werden, da die FEM-Software auch hier zunächst die Austenitisierungstarttemperatur  $A_{c1}$  und – endtemperatur  $A_{c3}$  benötigt. Diese müssen also bereits im Vorhinein bekannt sein und in die Excel – Vorlage eingetragen werden. Aus diesem Grund wurde die Berechnung mittels FEM für die weiteren Prozessschritte nicht verwendet.

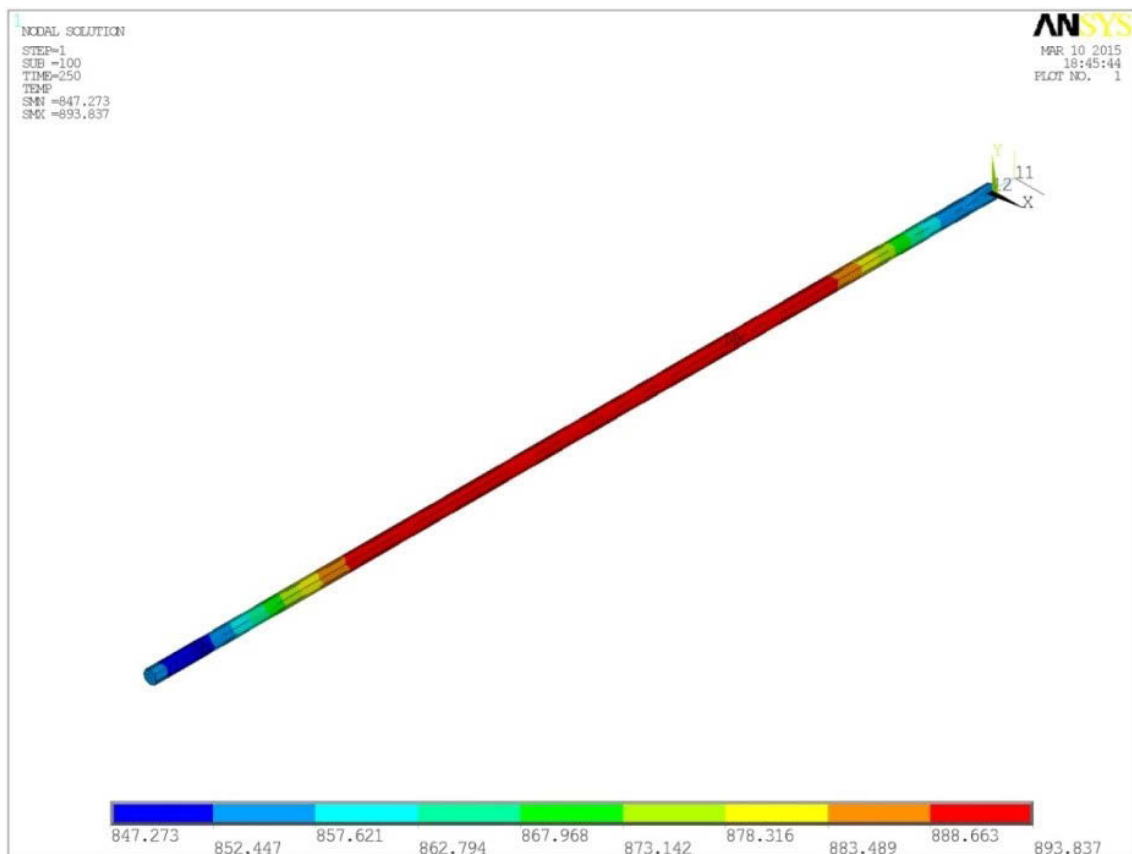


Bild 3.30: Berechnete Temperaturverteilung in der erwärmten Drahtprobe

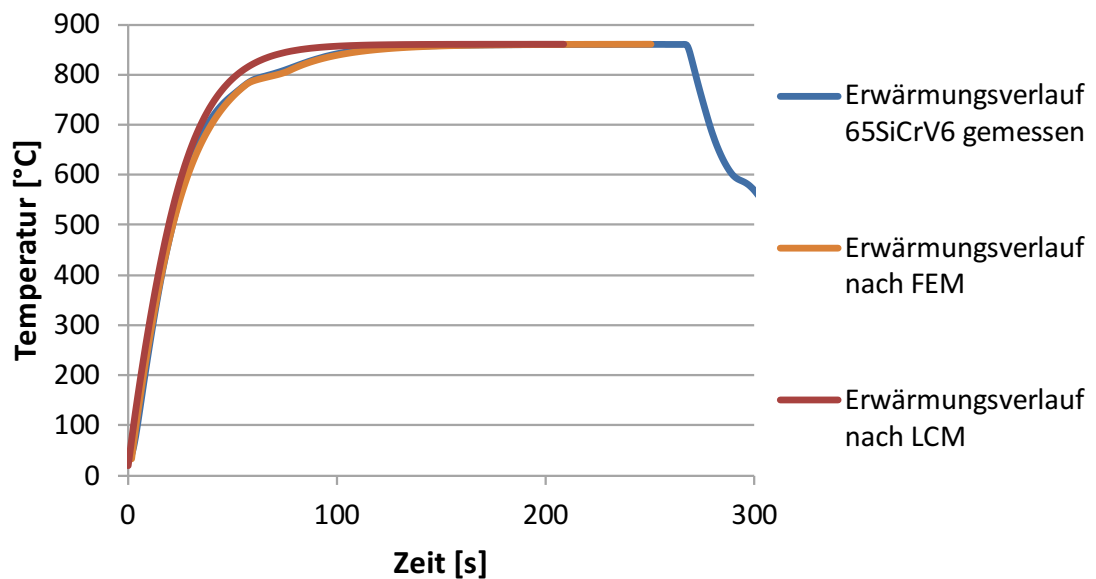


Bild 3.31: Vergleich der Temperatur – Zeit – Verläufe gemessen, FEM und LCM

### 3.7 Abschrecken

Als Abschrecken wird die schnelle Abkühlung des Werkstückes aus der Austenitisierungstemperatur bezeichnet. Die mindestens zu erreichende obere Abkühlgeschwindigkeit  $u_{kr}^0$  kann, wie bereits unter 2.3 beschrieben, aus dem ZTU-Schaubild des Werkstoffes entnommen werden. Um diese hohen Abkühlgeschwindigkeiten zu erreichen, ist die Verwendung von Härte- bzw. Abschreckölen üblich. Auch Wasser wird aufgrund seiner ökologischen Vorteile gegenüber den Ölen eingesetzt [99]. Das Abschreckmittel sollte, um eine Perlitbildung zu vermeiden, in diesem Temperaturbereich eine möglichst hohe Abkühlgeschwindigkeit ermöglichen. Ist diese Abkühlgeschwindigkeit jedoch im Bereich der Martensitbildung zu hoch, kann es zu Rissen im Werkstück kommen [59]. In Bild 3.32 ist die Wirkung verschiedener Abschreckmittel dargestellt. Hier wird deutlich, dass Wasser gegenüber einem Mineralöl stets die höhere Abkühlgeschwindigkeit realisiert. Bei der Verwendung von Wasser als Abschreckmedium kann es demnach im Bereich der Martensitbildung zu einer Rissbildung kommen.

Die kritische Abkühlgeschwindigkeit ist in hohem Maße vom Kohlenstoffgehalt des Werkstoffs abhängig. Dies lässt sich z.B. anhand der Gleichungen (28) und (30) darstellen. Liedtke stellt in [67] eine Darstellung (Bild 3.33) bereit, welche Martensit-Start- ( $M_s$ ) und Martensit-End-Temperaturen ( $M_f$ ) für unlegierte Stähle über dem Kohlenstoffgehalt abbildet. Hier wird deutlich, dass mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt der Werkstoff deutlich unter 0 °C abgekühlt werden muss, um eine möglichst vollständige Umwandlung von Austenit zu Martensit zu ermöglichen.

Erfolgt diese Unterkühlung nicht, verbleibt nicht umgewandelter Austenit, sogenannter Restaustenit, im Gefüge [33]. Abhängig von der weiteren Behandlung kann der Restaustenit später zu Bainit oder Martensit umgewandelt werden [67]. Dies geht jedoch mit Formmaßänderungen und dadurch hervorgerufenen Zugeigenspannungen einher. Der durch Umwandlung von Restaustenit entstandene nicht angelassene Martensit ist zudem aufgrund seiner sehr hohen Härte für die Anwendung im Federstahl nicht einsetzbar.

Ein übliches Vorgehen, um zu hohe Gehalte von Restaustenit zu vermeiden, ist das sogenannte Tiefkühlen [105]. Dabei wird das Werkstück nach dem Abschrecken in Öl oder Wasser in einer weiteren Abkühlstrecke z.B. mittels flüssigem Stickstoff unterkühlt (vgl. Bild 3.34). Um einen möglichst niedrigen Restaustenidgehalt zu erreichen, sollte die Unterkühlung unmittelbar nach dem Erreichen der Raumtemperatur erfolgen [67].



Die Joh. Pengg AG hält hierzu ein Patent, welches die Abkühlung sequentiell mittels Öl, Wasser und einem stickstoffgekühlten Kühlrohr mit einer Temperatur von  $-40\text{ °C}$  bis  $-150\text{ °C}$  zum Inhalt hat. Nach Abkühlung mit dieser Methode soll der Restaustenitgehalt unter der Nachweisgrenze, also unter 1 % liegen [134].

Hierzu wurden auch Versuche mit Hilfe der Laborvergüteanlage durchgeführt. Untersucht wurden drei verschiedene Chargen Draht. Je Versuchsscharge wurde mit identischen Regimen austenitisiert und angelassen. Lediglich das Abschrecken wurde in drei Schritten variiert. Draht 1: nur Abschrecken in Öl, auf  $50\text{ °C}$  temperiert, Draht 2: Abschrecken in Öl mit anschließendem Abkühlen in Wasser bei  $25\text{ °C}$ . Im letzten Schritt (Draht 3) wurde an die Abkühlung in Öl und Wasser das Unterkühlen in flüssigem Stickstoff angeschlossen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.7 dargestellt. Je Versuchspunkt wurden zwei Proben untersucht. Für die Zugfestigkeit  $R_m$  und die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  wurde jeweils der Mittelwert angegeben. Der Restaustenitgehalt wurde an jeweils einer Probe bestimmt. Das Unterkühlen mit flüssigem Stickstoff führt demnach auch bei diesen Versuchen zu einer teils sehr deutlichen, Reduzierung des Restaustenitgehaltes. Dies führt zu einer, wenn auch sehr geringen Steigerung der Zugfestigkeit  $R_m$ . Für die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  sind die Ergebnisse indifferent: von keiner Änderung bis zu einer Steigerung um 3 %. Bei all diesen Ergebnissen muss berücksichtigt werden, dass die Datenbasis mit lediglich drei Versuchsdrähten und einer Probenanzahl von zwei je Versuchsart nur eine unscharfe Interpretation zulässt. Zudem wäre der Einfluss des Restaustenits mit dynamischen Versuchen wie dem Umlaufbiegeversuch deutlicher zu ermitteln. Hierfür liegen zurzeit keine Untersuchungsergebnisse vor. Ergebnisse aus der Praxis sind bisher ebenfalls nicht veröffentlicht worden. Dennoch erlauben die Ergebnisse eine positive Beurteilung der Anwendbarkeit des Tiefkühlens auf Federstahldrähte, da somit der Restaustenitgehalt reduziert werden kann.

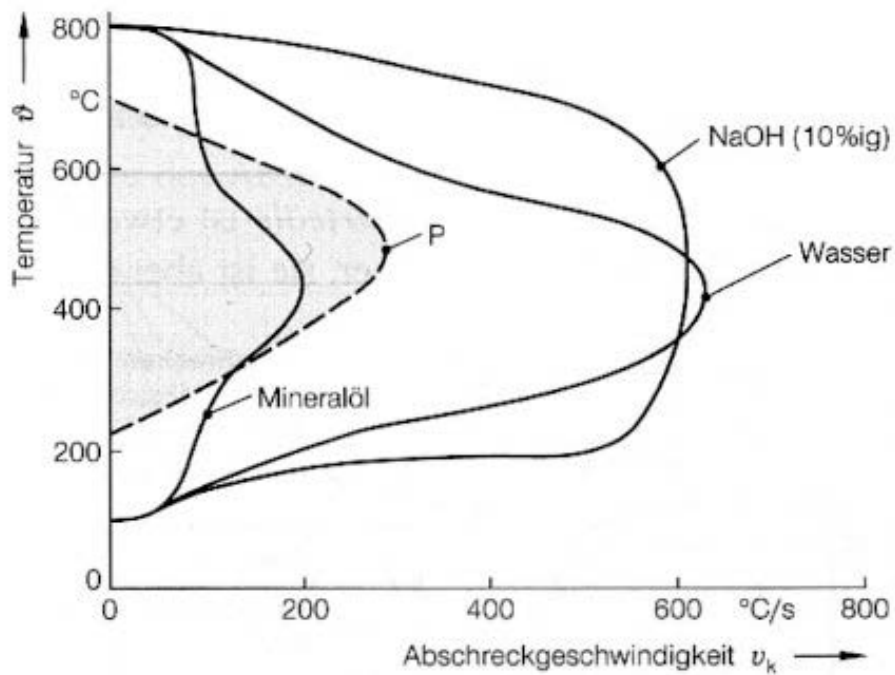


Bild 3.32: Wirkung verschiedener Abschreckmittel (P = zur Perlitunterdrückung notwendige Mindestabkühlgeschwindigkeit für unlegierten Stahl) [59]

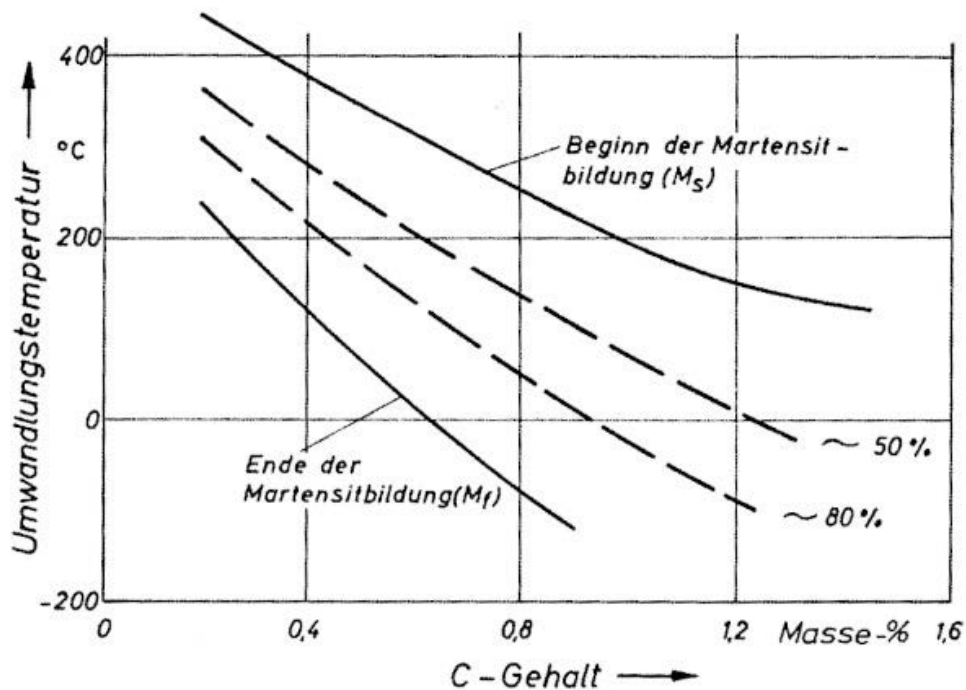


Bild 3.33: Martensit-Start- und Martensit-End-Temperaturen für unlegierte Stähle [67]

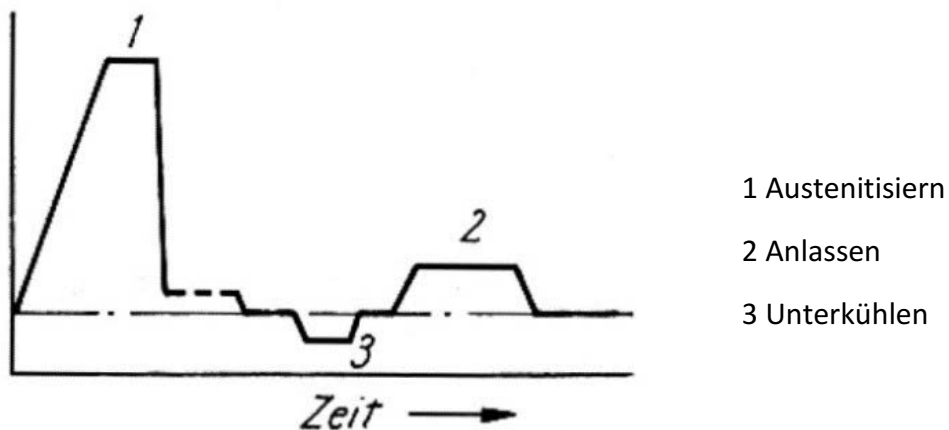


Bild 3.34: Temperatur-Zeit-Regime des Tiefkühlens nach [105]

Tabelle 3.7: Ergebnisse von Abschreckversuchen

	Abschreckregime	Restaustenit- gehalt	$R_m$	$\tau_{t0,04}^*$
		[%]	[MPa]	[MPa]
<b>Draht 1</b>	Öl (50°C)	4,7	2090	1019
	Öl (50°C) / Wasser (25°C)	3,8	2105	1058
	Öl (50°C) / Wasser (25°C) / fl. Stickstoff (-196°C)	4,0	2103	1024
<b>Draht 2</b>	Öl (50°C)	8,2	2283	1118
	Öl (50°C) / Wasser (25°C)	7,3	2290	1099
	Öl (50°C) / Wasser (25°C) / fl. Stickstoff (-196°C)	4,0	2300	1099
<b>Draht 3</b>	Öl (50°C)	7,9	2483	1293
	Öl (50°C) / Wasser (25°C)	8,6	2488	1308
	Öl (50°C) / Wasser (25°C) / fl. Stickstoff (-196°C)	4,5	2494	1333

### 3.7.1 Analytische Berechnung des Abschreckens

Für die analytische Berechnung ist es nötig, das Abschrecken zunächst genauer zu erläutern. Da die Siedetemperaturen der verwendeten Öle unter der Austenitisierungstemperatur liegen, läuft der Abkühlvorgang nach den in Bild 3.35 dargestellten Phasen ab [67], [105].

1. **Dampfhautphase** – durch das „Leidenfrost-Phänomen“ entsteht auf der Werkstückoberfläche eine wärmeisolierende Dampfhaut. Je höher die Bauteiltemperatur ist, desto höher ist der Anteil der Oberfläche, welche von Dampf umgeben ist. Die Abkühlwirkung während der Dampfhautphase ist entsprechend gering [67].
2. **Kochphase** – nach dem Zusammenbruch der Dampfhaut kommt das Abschreckmedium mit der Drahtoberfläche in Berührung. Da diese zu diesem Zeitpunkt heißer ist als der Siedepunkt des Mediums, kocht dieses. Die entstehenden Gasbläschen führen die Energie aufgrund der Verdampfungswärme sehr schnell ab. Der Wärmeübergangskoeffizient wird zusätzlich durch die starke Turbulenz, welche aufgrund der aufsteigenden Bläschen vorherrscht, deutlich erhöht.
3. **Konvektionsphase** – da aufgrund der unter die Siedetemperatur gesunkenen Temperatur kein Blasensieden mehr stattfindet, erfolgt der Wärmeübergang durch reine Konvektion, die Abkühlung wird dadurch wieder verlangsamt.

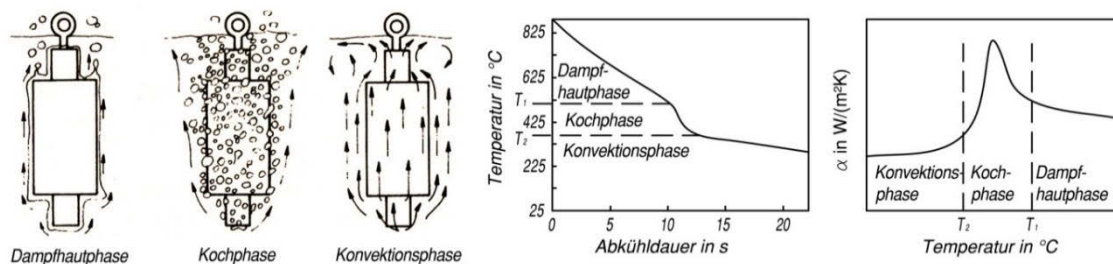


Bild 3.35: Abkühlphasen, Abkühlkurve und Wärmeübergangskoeffizient bei beschleunigtem Abkühlen in wässrigen Medien und Ölen (in Anlehnung an [105])

Stitzelberger [109] gibt für den Sonderfall, dass das Abschreckmedium auf Siedetemperatur ist, die Gleichung (59) an. Sie beschreibt den Wärmeübergang durch Wärmeleitung innerhalb der Dampfhaut. Der Gesamtwärmeübergang durch die Dampfhaut wird durch die Kombination aus Wärmeleitung (59) und Wärmestrahlung (55) gebildet. Nach [82] ergibt sich Gleichung (60).

$$\alpha_L = 0,62 \sqrt[4]{\frac{\lambda_D^3 \cdot \rho_D \cdot (\rho_D - \rho_S) \cdot \Delta h_V}{\eta_D \cdot (T_{\text{Draht}} - T_S) \cdot d_{\text{Draht}}}} \quad (59)$$

$$\alpha_{\text{Dampfhaut}} = \alpha_L + \alpha_{\text{Strahlung}} \left[ \frac{4}{5} + \frac{1}{5} \left( 1 + 3 \frac{\alpha_L}{\alpha_{\text{Strahlung}}} \right)^{-1} \right] \quad (60)$$

Für die Berechnung wird eine Fallunterscheidung eingeführt. Ist die mittels LCM berechnete Temperatur  $T_{\text{LCM}}$  kleiner als die Siedetemperatur des Abschreckmediums, wird mit den Gleichungen der Konvektion gerechnet. Ist die  $T_{\text{LCM}}$  höher, gelten die Gleichungen der Filmverdampfung.

### 3.7.2 Validieren der Ergebnisse

Für einen Vergleich zwischen Messungen an Vergüteanlagen und der Berechnung des Abschreckvorganges mittels LCM ist es zunächst wichtig, den Aufbau der Anlage zu erläutern. Ein direkter Übergang aus dem Austenitisierungsofen in das Ölbad ist anlagentechnisch nie möglich, da das Öl in den Ofen eindringen könnte. Zudem ist meist eine kurze Strecke gewünscht, an welcher der Draht mit der Umgebungsluft in Berührung kommt. Durch die Variation dieser Strecke kann eine öltragende Verzunderungsschicht eingestellt werden, welche hohem Verschleiß der Werkzeuge beim Federwinden entgegenwirken kann. Diese Strecke wird im Berechnungsprogramm mit einer Ofenzone, welche auf Umgebungstemperatur eingestellt ist, abgebildet. Bild 3.36 zeigt einen Vergleich von Messung und Berechnung des Abschreckvorganges. Die Messung wurde in diesem Fall in einer Industrieanlage durchgeführt. Der Bereich der Abkühlung an der Luft zwischen Austritt aus dem Austenitisierungsofen und Eintritt in das Öl ist im Bereich der Anlagenlänge zwischen 14 m und 15 m deutlich zu erkennen. Die vorhandenen, jedoch geringen Abweichungen zwischen den Kurven entstehen durch die sehr kurze Zeitdauer des gesamten Vorgangs.

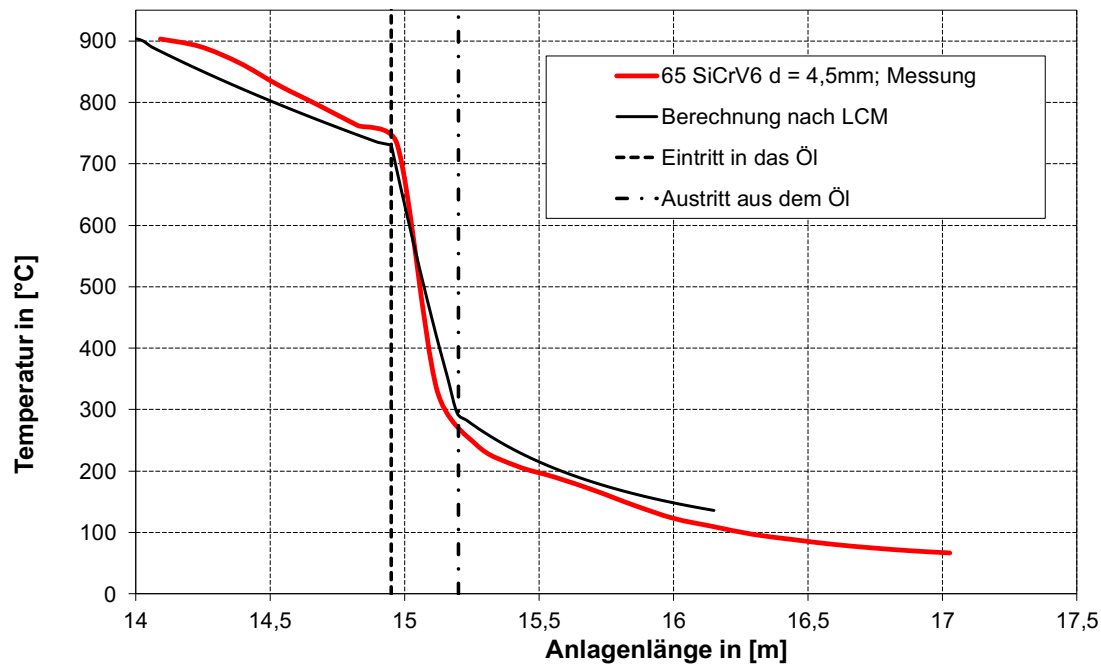


Bild 3.36: Abschreckverlauf 65SiCrV6, Vergleich Messung - Berechnung

### 3.8 Anlassen

Das Anlassen, hier verstanden als *Vergüteanlassen*, als Teil des Vergütens beeinflusst die mechanischen Eigenschaften des Stahls entscheidend. Ziel ist es, die hohe Härte und die damit verbundene Sprödigkeit des Materials abzubauen. Die Festigkeit und Duktilität werden auf die gewünschten Werte eingestellt.

Grundlage dafür ist die mit zunehmender Anlasstemperatur  $T_5$  steigende Beweglichkeit der aufgrund des Abschreckprozess eingeklemmten Kohlenstoffatome [59]. In der Literatur werden allgemein drei Anlassstufen unterschieden (z.B. [59] und [110]):

**Anlassstufe 1** wird auch als Entspannen bezeichnet. Die Temperaturen liegen zwischen 100 °C und 200 °C. Dadurch werden feinste Eisencarbide ausgeschieden, was zu einer deutlichen Verminderung der Gitterspannungen führt. Tetragonaler Martensit wird wieder in weniger verspannten kubischen Martensit umgewandelt. Dabei nimmt das Volumen des Werkstücks ab. In dieser Anlassphase ist die Abnahme der Härte noch sehr gering. Lediglich die sogenannte „Glashärte“ wird beseitigt und somit der Stahl verwendbar gemacht [59].

**Anlassstufe 2** findet im Temperaturbereich von 200 °C bis 350 °C statt. Oberhalb von 200 °C beginnt die bereits erwähnte Umwandlung von Restaustenit in kubischen Martensit. Durch Ausscheidung von Carbiden nimmt der Gehalt an gelöstem Kohlenstoff ab, dadurch steigen die  $M_s$ - und die  $M_f$ -Temperatur des Restaustenits so stark, dass dieser bei der anschließenden Abkühlung in kubischen Martensit umgewandelt wird [59]. Die Härte des Stahls steigt damit geringfügig an [110].

Die Beweglichkeit der Kohlenstoffatome wird in diesem Temperaturbereich so groß, dass feinste Eisencarbide ausgeschieden werden. Der kubische Martensit wird entspannt, wodurch Zugfestigkeit und Härte des Stahls deutlich sinken. Da die feinen Carbide jedoch Versetzungsbewegungen verhindern, also ein Abgleiten erschweren, ändert sich die Streckgrenze des Materials kaum [59].

**Anlassstufe 3** bezeichnet den Bereich oberhalb 350 °C bis zur  $A_{c1}$ -Temperatur. Hier vergrößern sich die Carbide bis hin zu im Lichtmikroskop sichtbaren Partikeln. Der dabei abnehmenden Zugfestigkeit steht eine erhöhte Duktilität gegenüber [59]. Weiterhin werden in diesem Anlassbereich Makro-Eigenstressungen abgebaut. Durch die Überführung von elastischen Deformationen in plastische Deformation kann es zum Verziehen von Bauteilen kommen [110].

Eine **4. Anlassstufe** bezeichnet nach [59] die Vorgänge bei der Behandlung von anlassbeständigen Stählen. Die durch das Anlassen bewirkten Eigenschaftsänderungen hängen, wie gerade erläutert, annähernd ausschließlich mit der Beweglichkeit von Kohlenstoffatomen und der damit verbundenen Ausscheidung von  $Fe_3C$ -Carbiden ab. Ein unlegierter Stahl ist also wenig anlassbeständig, da der Carbidausscheidung nicht entgegengewirkt wird. Seine Härte wird mit steigender Temperatur stark abnehmen. Durch das Zulegieren von Carbidbildnern wie Cr, Mo, V, und W wird der Mechanismus der Entstehung von Carbiden entscheidend beeinflusst. Bei höheren Temperaturen (ca. 400 °C bis 450 °C) wird das  $Fe_3C$  gelöst und es entstehen Sondercarbide. Deren Bildungsgeschwindigkeit ist geringer, da die genannten Carbidbildner durch langsamere Diffusionsgeschwindigkeit auch die Beweglichkeit des Kohlenstoffs verlangsamen.

Ein weiterer Vorteil, der auch bei den Federstählen genutzt wird, ist die zusätzliche Festigkeitssteigerung aufgrund der deutlich feineren Sondercarbide im Vergleich zu den Eisencarbiden [59].

### 3.8.1 Hollomon und Jaffe

Der Anlassprozess ist durch die Diffusionsprozesse gekennzeichnet. Diese werden durch thermische Energie eingeleitet. Die Temperatur hat dabei einen größeren Einfluss als die Zeit [59]. Hollomon und Jaffe haben empirisch eine Gleichung ermittelt, welche den sogenannten Hollomon-Parameter  $H_P$  (61) als Zusammenhang zwischen Anlass temperatur  $T_5$  und Anlassdauer  $t_5$  angibt [111]. Anlassregime, welche den gleichen Hollomon-Parameter zum Ergebnis haben, sollten dabei gleiche Bauteilfestigkeiten einstellen. Die werkstoffabhängige Konstante  $C$  liegt nach [112] für FDSiCr und VDSiCr bei 17,3. Hollomon und Jaffe geben in [111] Berechnungsvorschriften für  $C$  an (vgl. (62) und (63)). Für das folgende Beispiel wurde der 65SiCrV6 SC aus Tabelle 3.1 verwendet. Für  $t_5$  in [s] ergibt sich nach (62)  $C = 14,1$ , für  $t_5$  in [h] ergibt sich nach (63)  $C = 17,7$ . Proben mit  $d = 4,5\text{mm}$  aus diesem Material wurden mit unterschiedlichen Anlassregimen behandelt (Kombinationen aus  $T_5$  im Bereich von  $420\text{ °C} - 460\text{ °C}$  und  $t_5$  im Bereich von 30 s bis 180 s). Die an diesen Proben ermittelten Zugfestigkeiten sind in Bild 3.37 als Funktion des Hollomon-Parameters dargestellt. Variiert wurde dabei die Materialkonstante  $C$ . Für die blau dargestellten Ergebnisse wurde die Anlassdauer  $t_5$  in Stunden [h], für die rot dargestellten Ergebnisse in Sekunden [s] eingesetzt. Die Ergebnisse wurden stark vergrößert abgebildet. Der absolute Unterschied der für die jeweiligen Regime ermittelten Hollomon – Parameter ist in der zweiten Nachkommastelle zu finden.

Hollomon und Jaffe beschreiben in [111] die Anwendung für die Bestimmung der erreichbaren Härte von Bauteilen durch das Anlassen. Spur stellt in [110] die Beziehung für den Festigkeitsabfall bei Anlass temperaturen von  $50\text{ °C}$  bis  $A_{c1}$  dar. Trotz der absolut bezogen sehr geringen Variationsbreite von  $T_5$  und  $t_5$  im aufgeführten Beispiel kann anhand der Gleichungen der Regressionsgeraden und der zugehörigen Bestimmtheitsmaße  $R^2$  für die in Bild 3.37 dargestellten Ergebnisse eine sehr gute Korrelation zwischen  $R_m$  und dem Hollomon – Parameter bestätigt werden.

Berntsson zeigt in [113] die Möglichkeit einer Vorberechnung der Zugfestigkeit  $R_m$  anhand einer Erweiterung der Hollomon – Jaffe – Beziehung auf. Grundlage dafür ist die Zerlegung des Anlassprozesses in einzelne Zeitschritte  $\Delta t$ . Dies ist nötig, um Aufheizphase und Abkühlphase zu berücksichtigen. Die Ermittlung des exakten Temperaturverlaufs kann, wie bereits beschrieben und z.B. in [112] empfohlen, mittels Thermoelementen erfolgen. Die mittlere Temperatur  $T_i$  der einzelnen Zeitschritte  $\Delta t_i$  wird verwendet, um ein  $\Delta t_i^*$  bei einer äquivalenten isothermen Temperatur  $T^*$  zu berechnen (vgl. Bild 3.39 und (64)). Die einzelnen Zeitschritte  $\Delta t_i^*$  werden zu  $t^*$  summiert (65). Es ergibt



sich somit ein „effektiver“ Hollomon – Parameter nach (66). Dieser wird von Berntsson verwendet, um die Zugfestigkeit  $R_m$  anhand einer Regressionsgleichung (67) vorher zu bestimmen. Dies ist vergleichbar mit der Berechnung zusätzlicher Versuchspunkte anhand der Regressionsgleichungen aus Bild 3.37 und funktioniert nur in einem sehr engen Bereich der Variation von  $T_5$  und  $t_5$ . Dieser Bereich ist gekennzeichnet durch einen annähernd linearen Abfall der Festigkeit mit der Zunahme der Anlasstemperatur  $T_5$  [110].

Anhand Bild 3.38 kann nun sehr deutlich gezeigt werden, dass zwischen Hollomon – Parameter und fiktiver Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Torsionsversuchen an den in Bild 3.37 identisch behandelten Proben kein fester Zusammenhang besteht. Eine Berechnung der fiktiven Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  nach dem gerade aufgezeigten Beispiel kann somit nicht erfolgen. Dies kann wiederum als Stütze für die These betrachtet werden, dass die fiktive Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  unabhängig von der Zugfestigkeit eingestellt werden kann. Die Idee, welche dieser Arbeit zugrunde liegt, wird damit untermauert.

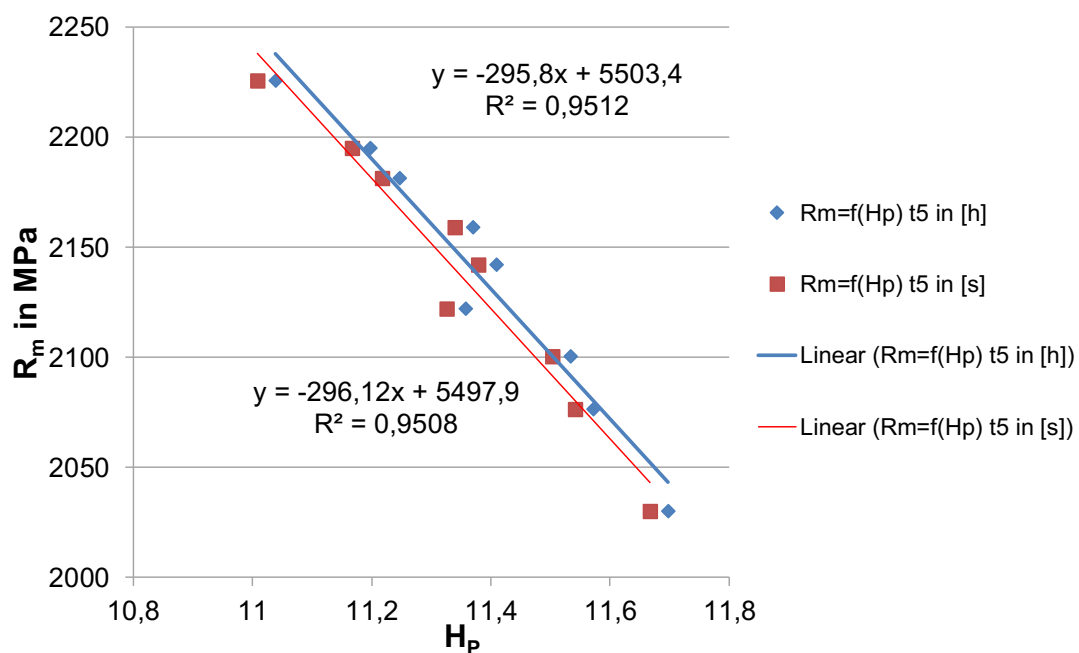


Bild 3.37: Zugfestigkeit  $R_m$  als  $f(H_p)$  für C als  $f(t_5)$ ; linearer Zusammenhang

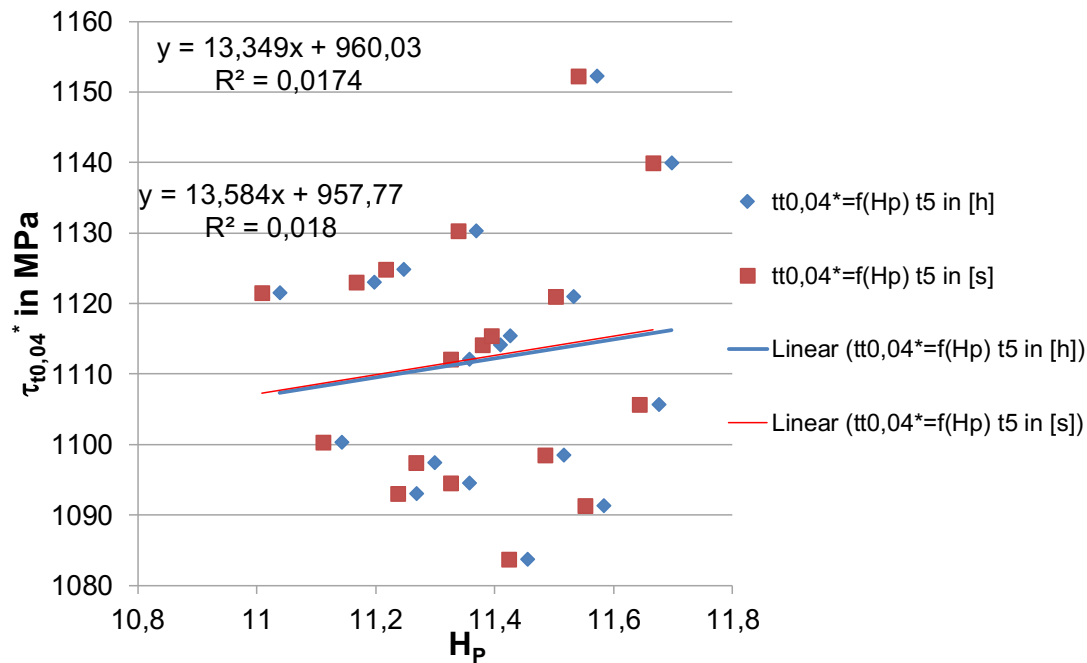


Bild 3.38: Fiktive Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  als  $f(H_P)$  für C als  $f(t_5)$ ; kein fester Zusammenhang

$$H_P = \frac{(273,15 + T)}{1000} \cdot (C + \log(t)) \quad (61)$$

$T = T_5$  in °C,

$C =$  Werkstoffabhängige Konstante (zwischen 10 und 20),  $t = t_5$

Für  $t_5$  in [s] gilt:

$$C = 17,7 - 5,8 \cdot (\% \text{Kohlenstoff}) \quad (62)$$

Für  $t_5$  in [h] gilt:

$$C = 21,3 - 5,8 \cdot (\% \text{Kohlenstoff}) \quad (63)$$

Nach [113]:

$$T^* \cdot (C + \log \Delta t_i^*) = T_i \cdot (C + \log \Delta t_i) \quad (64)$$

$$t^* = \sum \Delta t_i^* \quad (65)$$

$$H_{P\text{eff}} = \frac{(273,15 + T^*)}{1000} \cdot (C + \log(t^*)) \quad (66)$$

$$R_m = a - b \cdot H_{P\text{eff}} \quad (67)$$

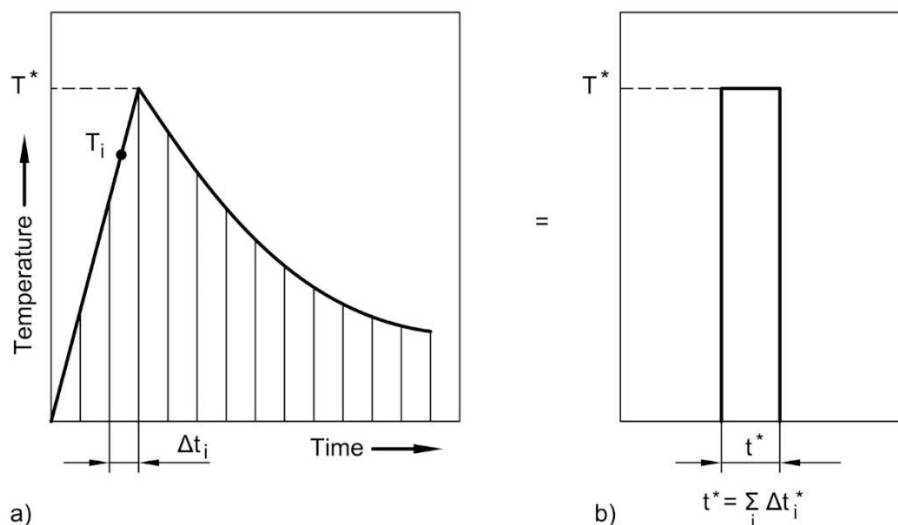


Bild 3.39: a) Transienter Erwärmungs- und Abkühlungsverlauf und  
b) äquivalente, isotherme Anlasedauer (nach [113])

### 3.8.2 Berechnung der Zugfestigkeit $R_m$ über lineare Regression

Wird von den beschriebenen linearen Zusammenhängen ausgegangen, liegt der Ansatz der Berechnung der Zugfestigkeit  $R_m$  über lineare Regression nahe. Der große Vorteil würde in der Einfachheit der Rechnung ohne den Umweg über einen effektiven Wärmebehandlungsparameter  $H_{\text{Peff}}$  liegen. Bild 3.40 zeigt die Zugfestigkeit  $R_m$  eines 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5\text{mm}$  in Abhängigkeit von der Vergüteanlasstemperatur  $T_5$  unter Variation der Vergüteanlasedauer  $t_5$ . Es zeigt sich, dass für jede Behandlungsdauer  $t_5$  eine lineare Approximation der Form  $y = ax + b$  (bzw.  $R_m = aT_5 + b$ ) angegeben werden kann (Tabelle 3.8). Nun kann zum Erreichen einer vorgegebenen Zugfestigkeit für jede Anlasedauer  $t_5$  eine notwendige Anlasstemperatur  $T_5$  angegeben werden. Sinnvoll ist dieses Vorgehen z.B., wenn in industriellen Anlagen die Geschwindigkeit des Drahtes durch den Austenitisierungsvorgang und somit eine feste Verweildauer im Bleibad vorgegeben ist. Soll die Auslegung einer Verweildauer bei einer festgelegten Temperatur erfolgen, so kann dies durch Umkehren der Eingangsdaten erreicht werden. Es müsste dann für jede Temperatur  $T_5$  eine Gleichung der Form  $R_m = at_5 + b$  aufgestellt werden.

Die Ergebnisse der linearen Regression zeigten für Versuche im Rahmen der Arbeit in einem Temperaturbereich von  $410\text{ °C} \leq T_5 \leq 460\text{ °C}$  sehr gute Übereinstimmungen mit experimentell bestimmten Werten. Für erweiterte Temperaturbereiche steht eine Überprüfung aus.

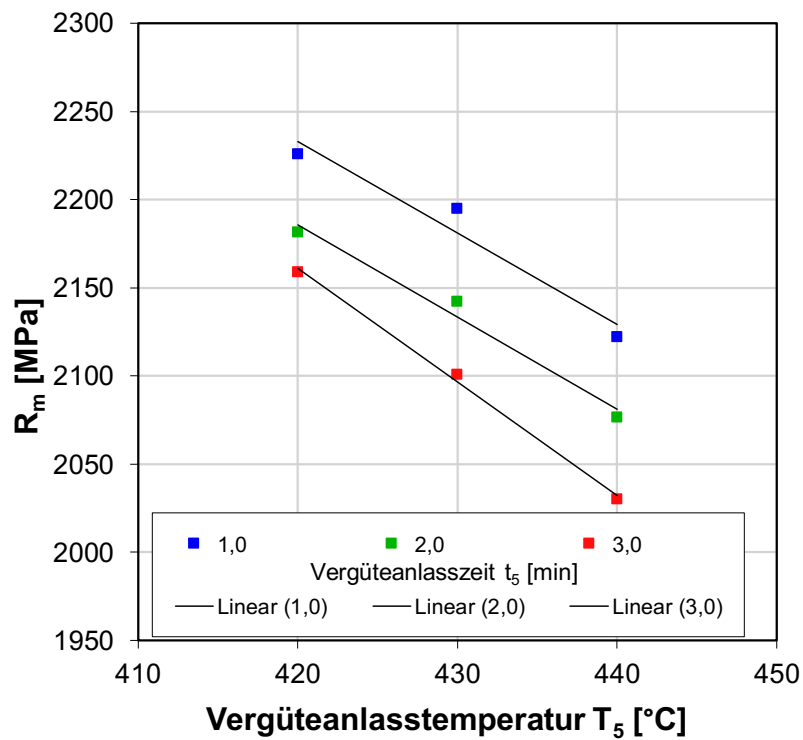


Bild 3.40: Zugfestigkeit  $R_m$  eines 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5\text{mm}$  in Abhängigkeit von der Vergütemperatur  $T_s$

Tabelle 3.8:  
Regressionsgleichung für die  
Berechnung von  $T_s$

$t_s$	Gleichung $R_m = m \cdot T_s + n$
1 min	$y = -5,1867x + 4411,2$
2 min	$y = -5,2393x + 4386,3$
3 min	$y = -6,4464x + 4868,6$

Tabelle 3.9:  
Ergebnisse der Regressions-gleichungen  
umgestellt nach  $T_s$

$R_m$	$t_s$ [min]	$T_s$ [°C]
1900	1	484
	2	475
	3	461
2000	1	465
	2	455
	3	445
2100	1	446
	2	436
	3	429
2200	1	426
	2	417
	3	414

### 3.8.3 Einfluss des Drahtdurchmessers auf die Verweildauer im Bleibad

Aufgrund der hohen spezifischen Wärmekapazität des Bleis verläuft die Erwärmung des Drahtes beim Vergüteanlassen sehr schnell. Auch die Durchwärmung des Drahtes geschieht aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Stahls äußerst schnell. Daraus lässt sich die Frage ableiten, ob für unterschiedliche Drahtdurchmesser gleiche Vergüteanlassdauern  $t_5$  gewählt werden können.

Diese Frage soll am Beispiel des 65SiCrV6 SC geklärt werden. Dieser lag für die Versuche in den Durchmessern  $d = 3 \text{ mm}$  und  $d = 4,5 \text{ mm}$  vor. Nach dem Einstellen der optimalen Austenitisierung (vgl. 3.6) wurden die Vergüteanlasstemperaturen  $T_5$  auf zwei Stufen (bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$  und  $T_5 = 460 \text{ °C}$ ) variiert. Mit einer Variation der Vergüteanlasszeiten  $t_5$  auf acht Stufen wurden Proben erstellt, von denen im Zug- und Torsionsversuch die mechanischen Kennwerte aufgenommen wurden.

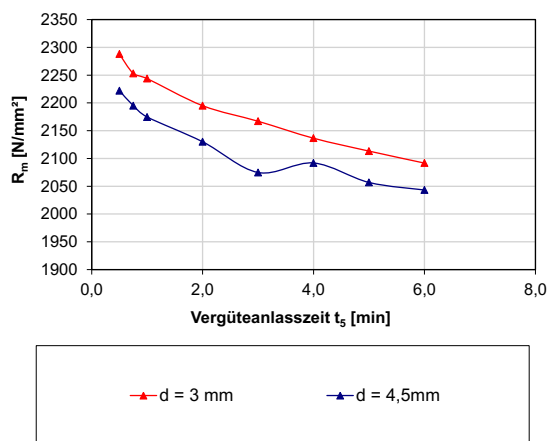


Bild 3.41:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an  
65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$  [43]

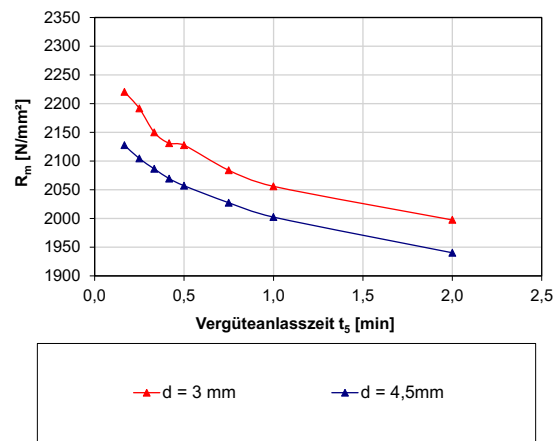


Bild 3.42:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an  
65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$  [43]

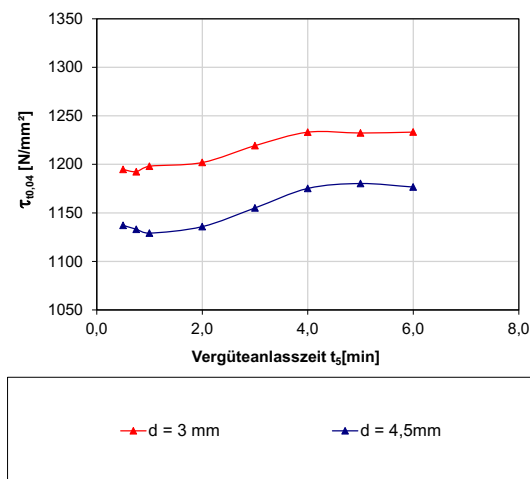


Bild 3.43:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$  [43]

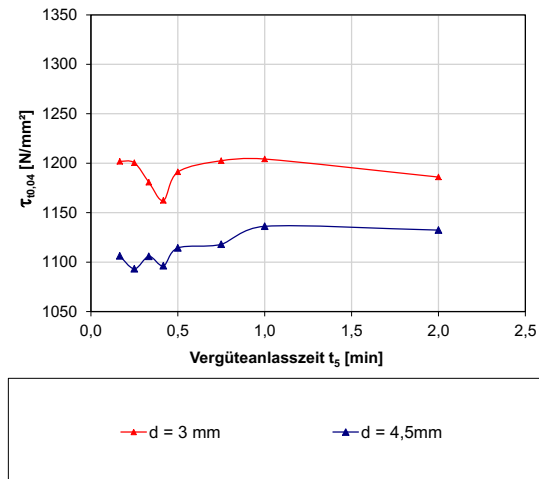


Bild 3.44:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$  [43]

Bild 3.41 bis Bild 3.44 zeigen die Messwerte für Zugfestigkeit  $R_m$  und fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  links jeweils bei einer Vergüteanlasstemperatur  $T_5 = 430 \text{ °C}$ , rechts bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$  [43]. Zu vergleichen sind jeweils die roten Punkte für Versuche an Drähten mit  $d = 3 \text{ mm}$  und die blauen Punkte für Versuche an Drähten mit  $d = 4,5 \text{ mm}$ . Die Zugfestigkeit  $R_m$  zeigt sowohl bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$  als auch bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$  für beide Durchmesser das erwartete abfallende Verhalten mit steigender Vergüteanlassdauer  $t_5$ . Die Festigkeiten der dünneren Drähte liegen, ebenfalls erwartungsgemäß, über denen der dickeren Drähte. Die Verläufe der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  über der Vergüteanlassdauer  $t_5$  zeigen Maxima, wobei die Maxima der Fließgrenzen für die Drähte mit  $d = 3 \text{ mm}$  und diejenigen der Drähte mit  $d = 4,5 \text{ mm}$  bei identischer Vergüteanlasszeit  $t_5$  liegen. Hierdurch wird die These, dass die Vergüteanlasszeit  $t_5$  durchmesserunabhängig ist, für den untersuchten Durchmesserbereich bestätigt.

### 3.8.4 Induktives Vergüteanlassen

Wie beim Austenitisieren (vgl. 3.6) wird auch beim Vergüteanlassen aus wirtschaftlichen Gründen die Möglichkeit, die konventionelle Erwärmungsmethode durch Induktion zu substituieren, untersucht. Die Technologie ist dabei grundsätzlich identisch, es werden lediglich die zum Anlassen deutlich geringeren Temperaturen verwendet. Da hierfür die Curie-Temperatur  $A_{C2}$  nicht überschritten werden muss, sind folglich deutlich geringere Leistungen der verwendeten Generatoren nötig.

Wie in Bild 3.45 und Bild 3.46 dargestellt, sind die Verläufe der Zugfestigkeit  $R_m$  und der fiktiven technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  mit denen konventionell angelassener Proben (z.B. aus Bild 3.41 bis Bild 3.44) in Bezug auf den Festigkeitsverlust durchaus vergleichbar (der Versuchsplan ist Anhang A Tabelle A.4 zu entnehmen). Dies liegt insbesondere an der sehr hohen Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  des zum Anlassen verwendeten flüssigen Bleies. Diese ermöglicht eine Erwärmungsgeschwindigkeit des Drahtmaterials ähnlich der induktiven Erwärmung.

Um jedoch die Anlassdauer  $t_5$  halten zu können, müssten industriell sehr lange Induktionsspulen bzw. mehrere hintereinander verwendet werden. Da dies wiederum die Wirtschaftlichkeit einschränken würde können hier deutlich höhere Temperaturen als die hier verwendeten eingestellt werden. Hartwig gibt hierfür in [99] bis zu  $T_5 = 550^\circ\text{C}$  an.

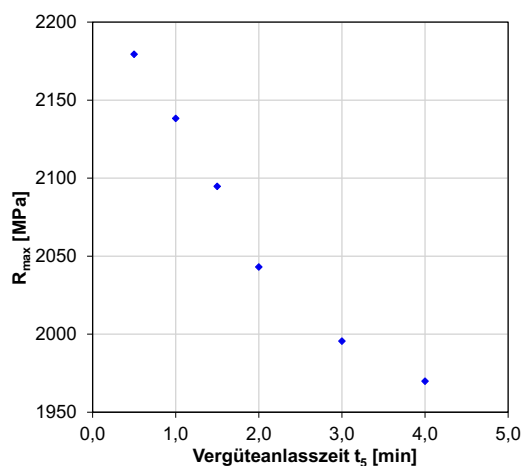


Bild 3.45:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Anlassversuchen mittels induktiver Erwärmung an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm bei  $t_5 = 440^\circ\text{C}$  [103]

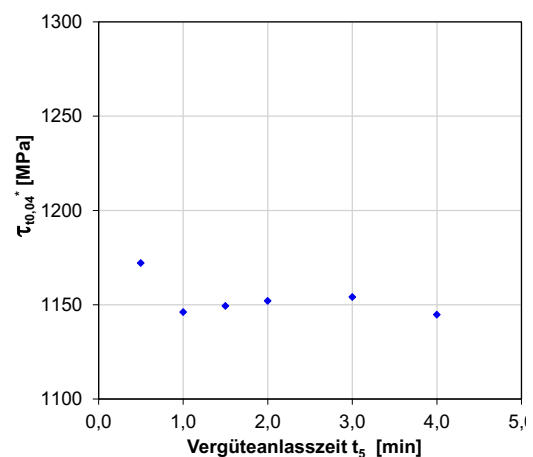


Bild 3.46:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Anlassversuchen mittels induktiver Erwärmung an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm bei  $t_5 = 440^\circ\text{C}$  [103]

### 3.8.5 Analytische Berechnung des Vergüteanlassens im Bleibad

Die heute noch am häufigste genutzte Variante des Anlassens ist die in flüssigem Blei. Der Grund dafür ist die sehr geringe dynamische Viskosität  $\eta$  und die hohe Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , welche es ermöglichen, große Mengen Wärme über kleine Flächen zu übertragen [114]. Die Prandtl-Zahl als Quotient  $\frac{\eta c_p}{\lambda}$  wird durch ein geringes  $\eta$  und ein großes  $\lambda$  sehr klein. Für sehr kleine Prandtl-Zahlen ( $<0,03$ ) gelten die bisher aufgezeigten Bestimmungen der Wärmeübergangskoeffizienten nicht.

### 3.8.5.1 Parameterbestimmung für freie Konvektion

Verwendet man als charakteristische Länge  $L_c$  die Überströmlänge  $\frac{\pi}{2} \cdot d_{\text{Draht}}$ , kann als Abstraktion für freie Konvektion um einen horizontalen Zylinder die Umströmung einer horizontalen Platte verwendet werden [81]. Müller [115] gibt für die Bestimmung der Nusselt-Zahl für kleine Prandtl-Zahlen die Gleichungen (68) und (69) an. Sander hat durch Vergleichsmessungen mit flüssigem Blei und flüssigem Salz ermittelt, dass (69) dabei für Blei und (68) für Salz bessere Ergebnisse liefert [81].

Für den Fall der freien Konvektion an einem vertikalen Zylinder, so wie er in der Laborvergüteanlage auftritt, schlägt Müller in [115] Gleichung (70) vor. Diese ergab bei Vergleichsmessungen im Blei gute Übereinstimmungen. Als charakteristische Länge wird hierfür die Eintauchlänge des Drahtes im Blei verwendet.

$$Nu_{\text{frei,h}} = 0,577 \cdot Gr^{\frac{1}{5}} \cdot Pr^{\frac{2}{3}} \quad (68)$$

$$Nu_{\text{frei,h}} = 0,571 \cdot Gr^{\frac{1}{5}} \cdot Pr^{\frac{2}{5}} \quad (69)$$

$$Nu_{\text{frei,v}} = \left[ 0,825 + \frac{0,387(Pr \cdot Gr)^{\frac{1}{6}}}{\left( 1 + \left( \frac{0,492}{Pr} \right)^{\frac{9}{16}} \right)^{\frac{8}{27}}} \right]^2 \quad (70)$$

### 3.8.5.2 Parameterbestimmung für erzwungene Konvektion

Auch für die erzwungene Konvektion in Flüssigmetallen wird der Draht durch eine ebene Platte abgebildet. Pitts [114] gibt für die Bestimmung der Nusselt-Zahl in diesem Fall Gleichung (71) an. Die charakteristische Länge für den Fall des längs angeströmten Zylinders ist in diesem Fall die Länge  $l_5$ , also die eingetauchte Länge des Drahtes im Bleibad.

$$Nu_{\text{erzw}} = 0,530 \cdot \sqrt{Pe} = 0,530 \cdot \sqrt{Re \cdot Pr} \quad (71)$$

### 3.8.5.3 Validieren der Ergebnisse

Die in Bild 3.47 rot dargestellte Erwärmungskurve wurde an einem 54 SiCrV6 in einer Industrieanlage gemessen. Der berechnete Verlauf bildet die gemessene Kurve sehr gut ab. Lediglich der Bereich sehr kurz vor dem Erreichen der Bleibadtemperatur  $t_5$  wird



nicht exakt nachgestellt. Dieser Bereich wird in Bild 3.48 noch etwas schlechter abgebildet. Grund hierfür ist, dass der dargestellte Erwärmungsverlauf in der Laborvergüteanlage gemessen wurde. Die Erwärmung bei Anordnung des Drahtes in vertikaler Ausrichtung wird vom analytischen Modell etwas weniger exakt nachgestellt.

Das Ziel, die Zeitdauer zu ermitteln, für die der Draht auf Solltemperatur ist, erfolgt für beide Fälle hinreichend genau.

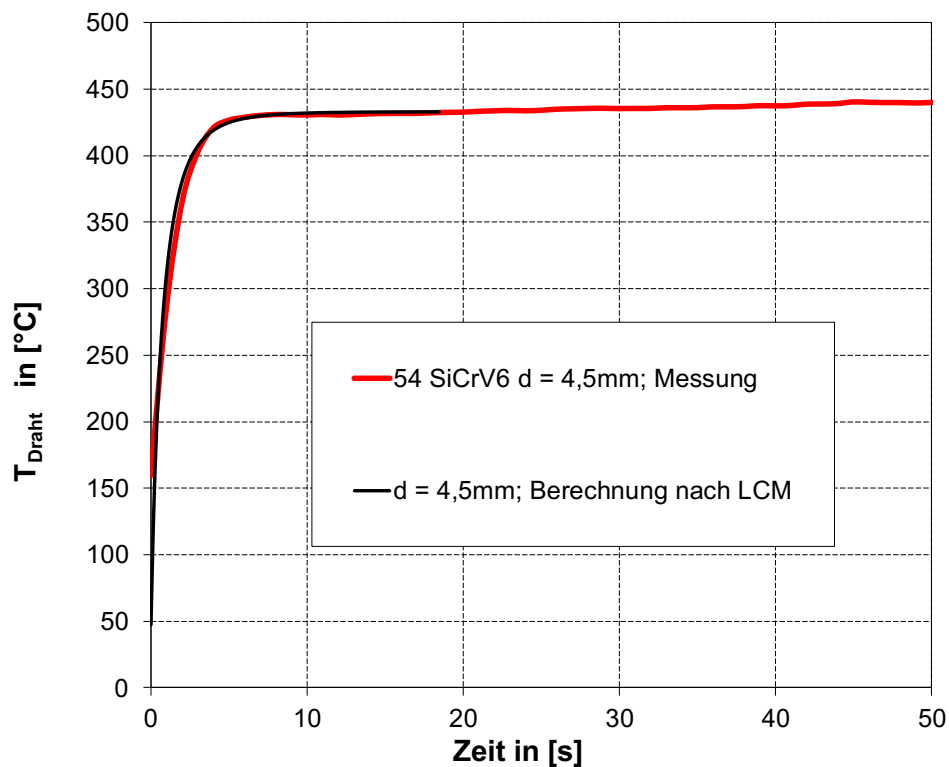


Bild 3.47: Vergleich zwischen berechnetem und gemessenem Erwärmungsverlauf eines Drahtes mit  $d = 4,5\text{ mm}$  in einer Industrieanlage

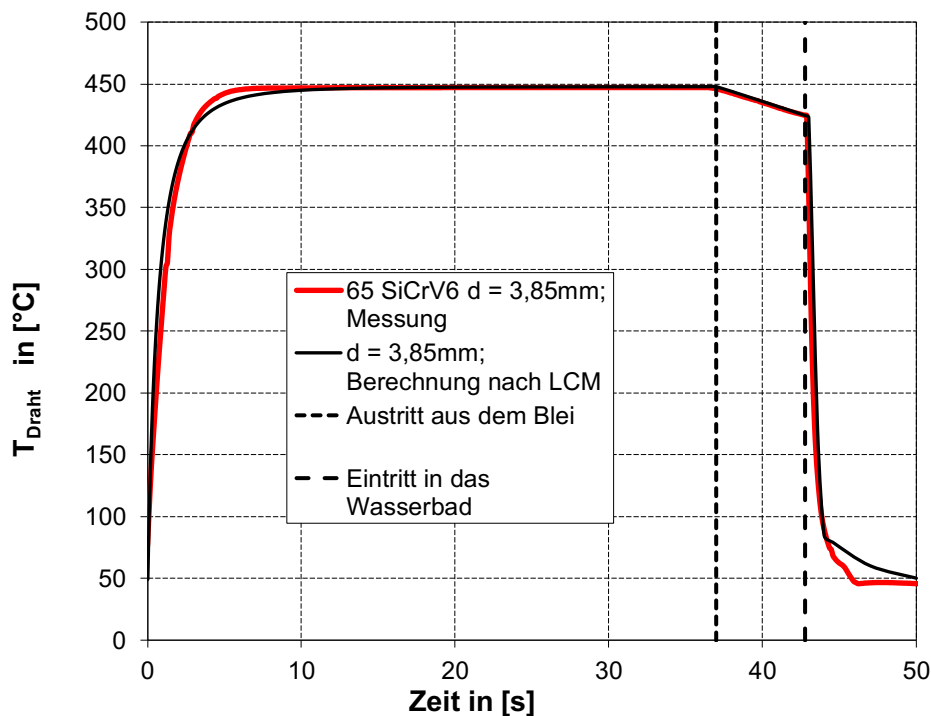


Bild 3.48: Vergleich zwischen berechnetem und gemessenem Erwärmungsverlauf eines Drahtes mit  $d = 4,5\text{ mm}$  in der Laborvergüteanlage; Erwärmung im Bleibad und Abkühlen im Wasserbad

### 3.9 Abkühlen

Da das Vergüteanlassen für ein definiertes Einstellen von Festigkeit und Zähigkeit genutzt wird, müssen die Anlassparameter möglichst exakt geregelt werden. Die Temperaturregelung erfolgt daher mittels moderner Mess- und Regeltechnik. Die Verweildauer des Drahtes im Bleibad einer Industrieanlage ergibt sich durch die Durchlaufgeschwindigkeit und die eingetauchte Länge des Drahtes im Blei. Die Durchlaufgeschwindigkeit ist wiederum durch die Austenitisierung fest vorgegeben und kann nicht geändert werden. Die Festigkeit wird daher mit der Bleibadtemperatur eingestellt. Offen ist nun die Frage, welche Zeitdauer die eigentliche Zeit für das Vergüteanlassen darstellt. Relevant für das Anlassen sind alle Temperaturen im Bereich oberhalb von  $100^{\circ}\text{C}$ ; die Carbidausscheidungen der 2. bzw. 4. Anlassstufe, welche für die Materialeigenschaften des vergüteten Federstahldrahtes letztlich verantwortlich sind, finden im Bereich ab  $350^{\circ}\text{C}$  statt. Betrachtet man diesen anlassrelevanten Bereich in Bild 3.48, fällt auf, dass die Temperatur des Drahtes nach dem Austritt aus dem Blei nicht schlagartig sinkt. Um das Vergüteanlassen in einer definierten Zeit durchzuführen, wird der Draht daher gezielt in einem Wasserbad abgekühlt. Während bei der Laborvergüteanlage die Dauer zwischen Austritt aus dem Blei und Eintritt in das Wasserbad lediglich  $6\text{ s}$  beträgt, ist diese Dauer in den gängigen Industrieanlagen bauartbedingt deutlich höher. Das in Bild 3.49

dargestellte Beispiel weist eine Dauer von 30 s zwischen Bleibad und Eintritt in das Wasserbad auf. Diese 30 s entsprechen immerhin 20 % der Verweildauer des Drahtes im Blei und sind der Anlassdauer hinzuzuzählen. Da in der gängigen Praxis die Festigkeit der Drähte in der Industrie während des ersten Einstellens des Prozesses geprüft wird ist diese zusätzliche Zeit nicht von großer Bedeutung. Bei der Planung und Auslegung einer neuen Produktionsanlage sowie bei der Übertragung von Laborergebnissen auf die Industrieanlagen muss dieser Umstand jedoch zwangsweise Beachtung finden.

### Analytische Berechnung des Abkühlens nach dem Bleibad

Die Abkühlung des Drahtes erfolgt zunächst an der Luft, anschließend im Wasserbad und auf dem Weg zum Spuler wiederum an der Luft. Die entsprechenden Gleichungen liegen in den Kapiteln 3.6.4 und 0 vor. Die in Bild 3.48 dargestellte Berechnung der Temperaturverläufe in den Bereiche zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten. Ebenso wird bei der in Bild 3.50 dargestellten Erwärmung des Drahtes im Bleibad mit anschließender Abkühlung an der Umgebungsluft der gemessene Temperaturverlauf sehr gut abgebildet. Die analytische Nachrechnung sowie die Vorhersage des Verlaufs einer Abkühlung stellt sich somit unproblematisch dar.

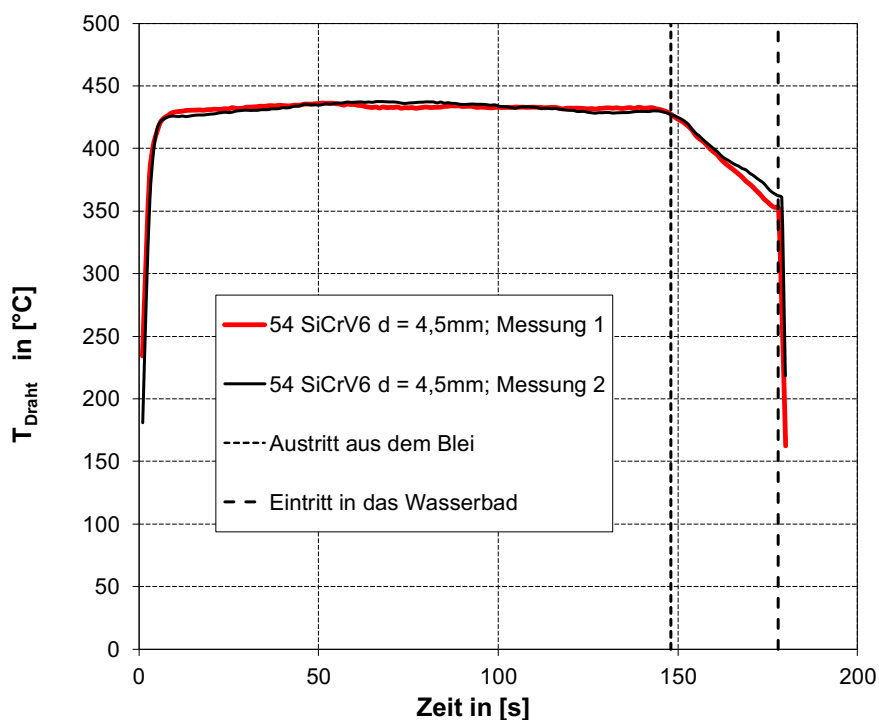


Bild 3.49: Zweimalig gemessener Erwärmungsverlauf eines Drahtes mit  $d = 4,5$  mm in einer Industrieanlage

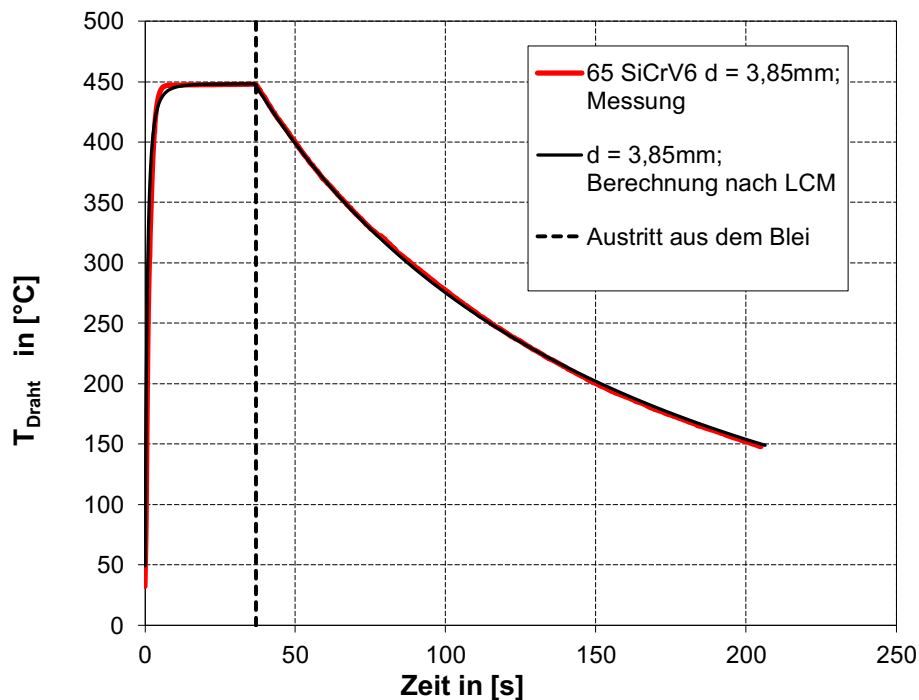


Bild 3.50: Vergleich zwischen berechnetem und gemessenem Erwärmungsverlauf eines Drahtes mit  $d = 3,85$  mm in der Laborvergüteanlage, Erwärmung im Bleibad und Abkühlen an Umgebungsluft

### 3.10 Temperaturverlauf des gesamten Vergüteprozesses

Die möglichst exakte Kenntnis des Temperaturverlaufs eines vorhandenen Vergüteprozesses kann genutzt werden, um das Änderungspotential für eine optimierte Vergütung aufzuzeigen. So kann zum Beispiel ein Mangel an vorhandener Anschlussleistung aufgezeigt werden, der eine höhere Durchlaufgeschwindigkeit des Drahtes verhindert. Die Temperaturen der meist vorhandenen getrennt geregelten Heizzonen können angepasst werden, um die Erwärmungsgeschwindigkeit zu erhöhen, oder die Ölbadtemperatur kann angepasst werden, um die Martensit-finish-Temperatur  $M_f$  genügend zu unterschreiten.

Zunächst muss dafür die vorhandene Anlage untersucht werden. Die Längen der einzelnen Heizzonen sowie die Längen der für die einzelnen Prozessschritte genutzten Anlagenteile sind möglichst exakt zu ermitteln. Für jeden Anlagenteil müssen die vorhandene Heizleistung sowie die Verlustleistung bestimmt werden. Für eine sehr exakte Anpassung des Berechnungsmodells müssen Messungen der realen Temperaturverläufe, welche mit der Anlage bei bestimmten Drahtdurchmessern erreicht werden, vorliegen.

Für die Messungen muss ein Thermoelement in sehr guten thermischen Kontakt mit dem Draht, optimal ist der Kern des Drahtes, gebracht werden. Dies ist wichtig, um nicht die Temperatur bzw. das Temperaturprofil der Anlage über ihre Länge zu messen, sondern die tatsächliche Temperatur des Drahtes. Die Messungen mit einem Nickel-Chrom-Nickel-Thermoelement führen bei der Messung durch die gesamte Anlage jedoch zu Fehlern. Hat die Messspitze des Thermoelementes den Ofen passiert, wird die Temperatur nicht mehr exakt angezeigt. Dieser Fehler tritt durch eine systembedingte Eigenheit der Thermoelementmessung auf (vgl. Bild 3.51). Durch zusätzliche Messungen lassen sich diese Fehler eliminieren und so der reale Verlauf ermitteln. Notwendig ist hierzu lediglich die Messung der realen Temperaturen im Blei. Für die Korrektur wird eine Regressionsgerade der Form  $y=mx+n$  im Bereich der bekannten Temperatur gebildet. Anschließend wird über den gesamten gemessenen Bereich nach Formel (72) korrigiert (vgl. Bild 3.52).

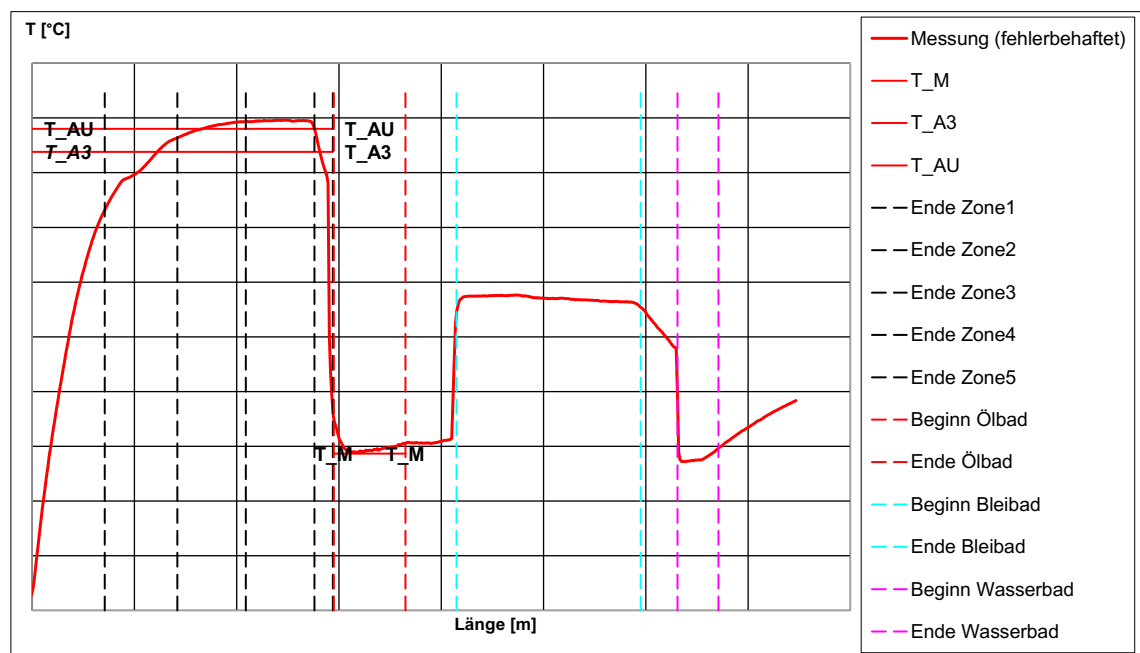


Bild 3.51: Fehlerbehaftete Messung des Temperaturverlaufs eines gesamten Vergütezyklus

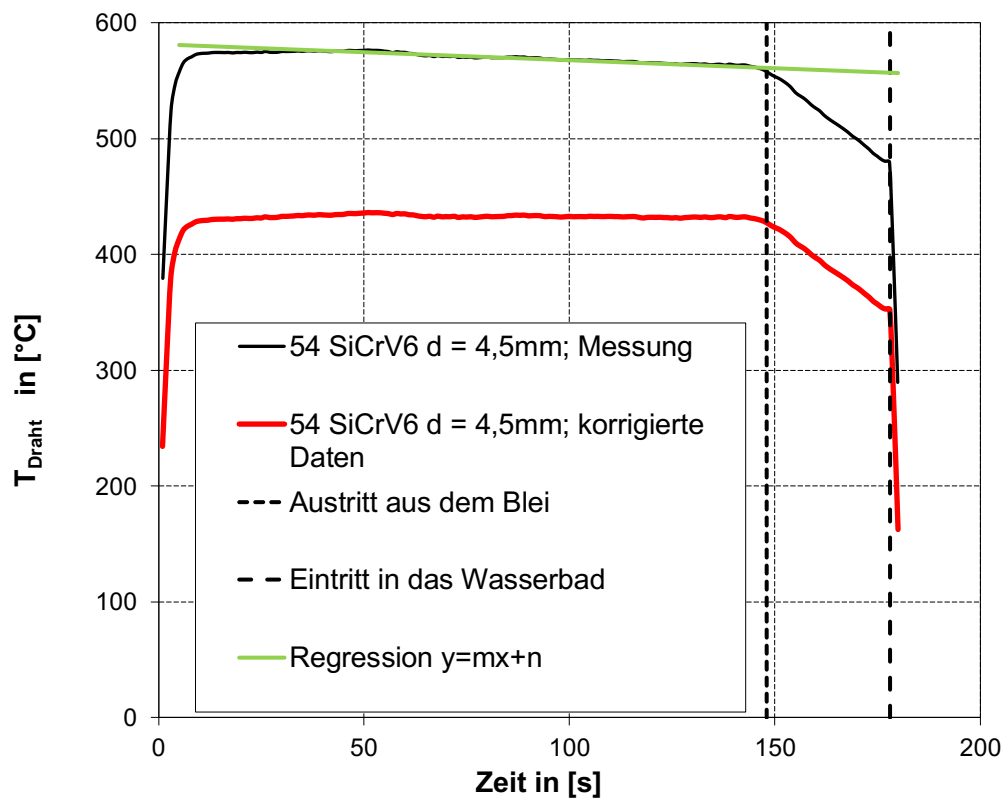


Bild 3.52: Rechnerische Korrektur der systembedingten Temperaturverschiebung

$$T_{\text{korrigiert}} = T_{\text{5real}} - (mx + n) + T_{\text{gemessen}} \quad (72)$$

Die Anpassung der Berechnung sollte auf Basis der Messungen von zwei verschiedenen Drahtdurchmessern bei mindestens zwei verschiedenen Durchlaufgeschwindigkeiten erfolgen. Die Daten der Anlage werden über eine Eingabemaske in das Microsoft Excel-basierte Berechnungswerkzeug eingegeben (Bild 3.54). Je nach vorliegender Anlage werden die Berechnungen für mehrere Vergüteadern innerhalb der Anlage ausgewertet. Die für die Erwärmung bzw. Abkühlung benötigte Energie wird aufsummiert und mit der vorhandenen Leistung verglichen. Der Benutzer erhält somit sofort eine Aussage, ob die Bestückung der Adern für die vorhandene Anlage zu einer erfolgreichen Vergütung führt. Damit stehen z.B. dem Arbeitsvorbereiter alle Daten zur Verfügung, um eine geeignete Kombination an Aufträgen zu wählen, welche die Anlage optimal auslasten. Dem Techniker stehen wiederum die Daten zur Verfügung um zu prüfen, nach welcher Bearbeitungszeit die Umwandlungstemperaturen der einzelnen Prozessschritte erreicht sind. In Kombination mit den über Regressionsformeln gewonnenen Temperaturen für das jeweils vorhandene Material (vgl. 3.5.2), welche ebenfalls vom Berechnungsprogramm ausgegeben werden, kann eine qualitative Vorhersage über die



Austenitisierungsöfen		Abstand [m]:	Ölbad	Abstand [m]:	Bleibbad	Abstand [m]:	Wasserbad
$d_{\text{Öfen}}$ [m]							
$v_{\text{Gas}}$ [m/s]			$v_{\text{Öl}}$ [m/s]		$v_{\text{Blei}}$ [m/s]		$T_{\text{Wasser}}$ [°C] $v_{\text{Wasser}}$ [m/s]
Zonenlängen [m]:			wirksame Länge [m]: Ölbadlänge		maximale Bleibadlänge [m]:		wirksame Länge [m]: Wasserbadlänge
Länge Zone1							
Länge Zone2							
Länge Zone3							
Länge Zone4							
Länge Zone5							
Temperaturkorrektur [°C]							
Zone1							
Zone2							
Zone3							
Zone4							
Zone5							
Anschlußleistung [KW]:			Kühlleistung [KW]: $P_{\text{köl}}$		Anschlußleistung [KW]: $P_{a1}$ $P_{a2}$		Kühlleistung [KW]: $P_{\text{kWasser}}$
$P_{a1}$							
$P_{a2}$							
$P_{a3}$							
$P_{a3}$							
$P_{a5}$							
Verlustleistung [KW]:					Verlustleistung [KW]: $P_{v1}$ $P_{v2}$		
$P_{v1}$							
$P_{v2}$							
$P_{v3}$							
$P_{v4}$							
$P_{v5}$							
Regelreserve:			Regelreserve:		Regelreserve:		Regelreserve:
verfügbare Leistung [KW]:			verfügbare Kühlleistung [KW]: $P_{\text{köl verfügbar}}$		verfügbare Leistung [KW]: $P_1$ $P_2$		verfügbare Kühlleistung [KW]: $P_{\text{kWasser verfügbar}}$
$P_1$							
$P_2$							
$P_3$							
$P_4$							
$P_5$							

Bild 3.54: Eingabemaske zur Erfassung der Anlagendaten (alle farbigen Felder sind auszufüllen, orange: Parameter der Anlage, grün: Anschlussleistungen)



## 4 Wärmebehandlung des Bauteils

Nach dem Vergüten im Drahtwerk wird der Federstahldraht zur Schraubendruckfeder gewunden. Durch die dabei erfolgte Kaltumformung bleiben Eigenspannungen im Werkstoff zurück. Diese Eigenspannungen haben einen deutlichen Einfluss auf die elastischen Eigenschaften der Feder und werden daher in der Praxis durch eine gezielte Wärmebehandlung größtenteils abgebaut [46]. Nach EN 10052 [130] ist diese Behandlung als Spannungsarmglühen zu bezeichnen. Im Fall von Schraubendruckfedern aus ölschlussvergütetem Federstahldraht liegen die Temperaturen für dieses Federanlassen je nach Empfehlung des Drahtherstellers zwischen 350 °C und 450 °C. Ein Glühen im wörtlichen Sinn, also rotes Leuchten des Materials, tritt dabei nicht auf. Weiterhin muss beachtet werden, dass auch anschließende Prozesse wie das Federendenschleifen, Warmsetzen oder verschiedene Beschichtungsverfahren das Material einer Wärmezufuhr aussetzen.

Der Abbau von Eigenspannungen, welche durch die Kaltumformung beim Federwinden in das Material eingebracht werden, wird in dieser Arbeit nicht tiefgreifend untersucht werden, da zunächst alle Versuche an geraden, nicht verformten Drahtproben erfolgen. Diese Proben wurden nach dem Einstellen eines optimalen Härte-Regimes einer vollständigen Parametervariation von Vergüteanlassen und Federanlassen unterzogen. Anschließend wurden die mechanischen Parameter aus Zug- und Torsionsversuch ermittelt. Zudem wurden vereinzelt Umlaufbiegeprüfungen durchgeführt.

### 4.1 Änderungen im Gefüge

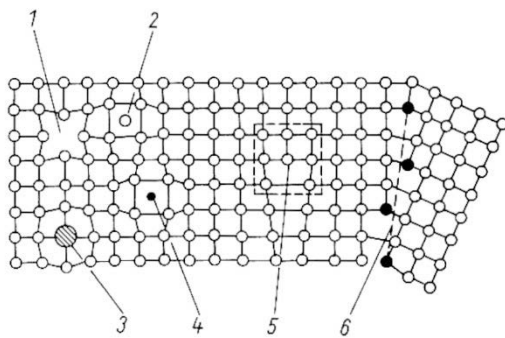
Das Spannungsarmglühen soll bei Temperaturen unterhalb der (Vergüte-) Anlasstemperatur durchgeführt werden [110]. Dabei sind lange Haltezeiten und eine nachfolgende langsame Abkühlung vorgesehen. Änderungen im Gefüge sind nach Literaturangaben (z.B. [110] und [130]) nicht zu erwarten. Auch im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Gefügeuntersuchungen an federangelassenen Proben zeigten keine Unterschiede zu vergüteten Proben.

Nach Eckstein [105] besitzt jeder technische Kristall charakteristische Gitterbaufehler, welche durch Abweichungen vom idealen Gitteraufbau zu Eigenspannungen 3. Art führen (vgl. Bild 4.1 und Bild 4.2). Diese Gitterbaufehler lassen sich in Art, Anzahl und Verteilung durch jede Wärmebehandlung beeinflussen. In den Mischkristallen von

Eisenwerkstoffen treten gelöste Fremdatome und Ausscheidungen als häufige Quelle von Eigenspannungen 3. Art auf [105].

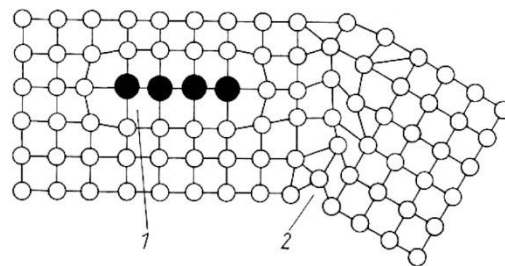
Bei dem im Bleibad erfolgten Vergüteanlassen wurde die Beweglichkeit der Kohlenstoffatome erhöht und die Diffusion an freie Gitterplätze ermöglicht. Somit wurden Eigenspannungen, welche durch das verzerrte Gitter beim Abschrecken entstanden waren, abgebaut. Weiterhin wurden Carbide und Sondercarbide ausgeschieden (vgl. 3.8). Dies führt wiederum zur Ausprägung von Eigenspannungen 3. Art.

Eine weitere Wärmebehandlung führt nun wieder zu einer Verteilung der Ausscheidungen und damit zur Homogenisierung des Materials. Eine homogene Verteilung und niedrige Größe der Partikel führt somit zu einem hohen Widerstand gegen Verschieben oder Umgehen von Versetzungen. Dies äußert sich in erhöhten Fließgrenzen des Materials.



- 1-Leerstelle
- 2-Zwischengitteratom
- 3-substituiertes Fremdatom
- 4-interstitielles Fremdatom
- 5-Stufenversetzung
- 6-Kleinwinkelkorngrenze

Bild 4.1: Gitterbaufehler [110]



- 1-monoatomare Fremdatomschicht
- 2-Großwinkelkorngrenze

Bild 4.2: Gitterbaufehler [110]

## 4.2 Beeinflussung der mechanischen Parameter

Von den unter 4.1 aufgeführten Änderungen der Materialstruktur werden die mechanischen Werkstoffparameter stark beeinflusst. Das zweite Anlassen, hier als Federanlassen bezeichnet, steht stellvertretend für jede weitere Wärmebehandlung. Anhand der theoretischen Betrachtung sollten sowohl Fließgrenzen als auch die Festigkeit durch diese weitere Wärmebehandlung erhöht werden. Zur Überprüfung dieser These wurden die unter 3.8.3 vorgestellten Versuche zum Einfluss des Drahtdurchmessers auf die Verweildauer im Bleibad (Bild 3.41 bis Bild 3.44) wiederholt und die Proben zusätzlich

einem zweiten Anlassen bei  $T_9 = 350\text{ °C}$  und  $t_9 = 30\text{ min}$  unterzogen. Die Ergebnisse für Zugfestigkeit  $R_m$  und fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  sind Bild 4.3 bis Bild 4.6 zu entnehmen. Links sind wiederum die Ergebnisse der Versuche bei einer Vergüteanlasstemperatur  $T_5 = 430\text{ °C}$ , rechts diejenigen bei  $T_5 = 460\text{ °C}$  dargestellt. Die rot dargestellten Ergebnisse entsprechen Versuchen an Drähten mit  $d = 3\text{ mm}$  und die blauen Versuche an Drähten mit  $d = 4,5\text{ mm}$ . Des Weiteren wird zwischen Dreieck und Viereck unterschieden, Dreiecke für Ergebnisse aus Versuchen ohne Federanlassen, Vierecke für Ergebnisse aus Versuchen mit federangelassenen Proben.

Bei den Ergebnissen für die maximale Zugfestigkeit  $R_m$  sind lediglich geringe Unterschiede zwischen den Versuchen ohne Federanlassen und Versuchen mit Federanlassen zu erkennen. Lediglich im Bereich geringer Vergüteanlassdauer, bei  $T_5 = 430\text{ °C}$  für  $t_5 < 4\text{ min}$  und bei  $T_5 = 460\text{ °C}$  für  $t_5 < 1,5\text{ min}$ , ist ein Zuwachs der maximalen Zugfestigkeit  $R_m$  von ca. 50 MPa zu erkennen. Dies entspricht ca. 2 % der Ausgangsfestigkeit.

Bei den Ergebnissen der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  ergibt sich ein anderes Bild. Die Maxima aus Versuchen ohne zweites Anlassen lagen im Bereich höherer Anlassdauer, bei  $T_5 = 430\text{ °C}$  für  $t_5 > 4\text{ min}$ ; bei  $T_5 = 460\text{ °C}$  für  $t_5 > 1\text{ min}$ . Nach einem Federanlassen prägen sich nun deutlichere Maxima aus. Diese liegen im Bereich niedrigerer Vergüteanlassdauern; bei  $T_5 = 430\text{ °C}$  für  $t_5$  ca. 2 min bis 2,5 min; bei  $T_5 = 460\text{ °C}$  für  $t_5 < 0,5\text{ min}$ . Der Zuwachs der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  liegt im Beispiel  $d = 4,5\text{ mm}$ ,  $T_5 = 460\text{ °C}$  und  $t_5 = 0,3\text{ min}$  (Bild 4.6) bei 150 MPa und ist damit größer als 13 %.

Durch das zweite Anlassen kann demnach ein deutlicher Einfluss auf die Fließgrenzen genommen werden, ohne hingegen die Festigkeit des Materials stark zu verändern. Um dabei ein Maximum an Zuwachs zu erreichen, ist jedoch die Kombination aus Vergüteanlassen und Federanlassen zu betrachten.

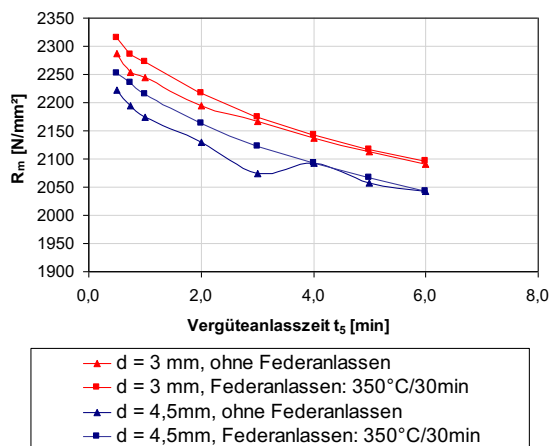


Bild 4.3:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an  
65SiCrV6 bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$  [43]

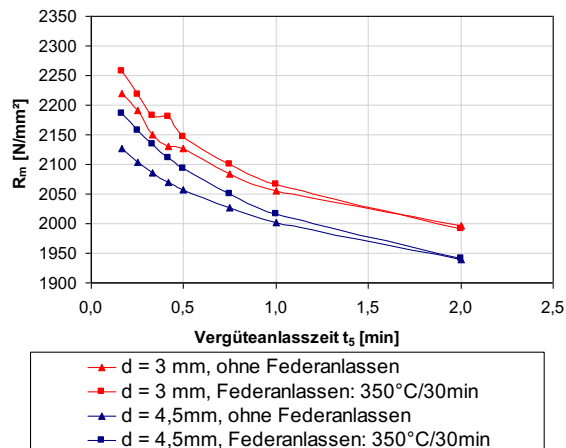


Bild 4.4:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6  
SC bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$  [43]

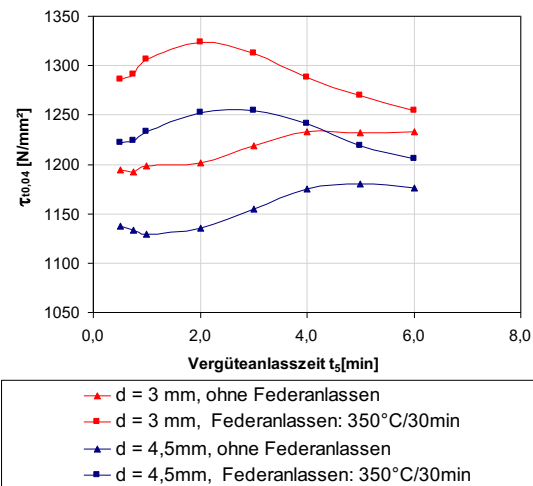


Bild 4.5:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus  
Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 430 \text{ °C}$   
[43]

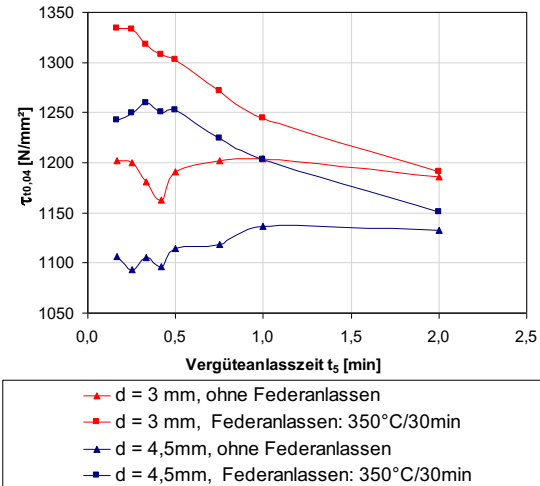


Bild 4.6:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus  
Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC bei  $T_5 = 460 \text{ °C}$   
[43]

Eine Optimierung der mechanischen Parameter des Federstahldrahtes durch die Kombination aus Vergüteanlassen und Federanlassen erfordert eine breite Variation der jeweiligen Anlassregime. Dadurch entsteht eine große Menge an Messdaten, welche sich in X-Y-Diagrammen nur bedingt darstellen lässt. Von den vier variierten Parametern  $T_5$ ,  $t_5$ ,  $T_9$  und  $t_9$  werden daher für die Diagrammerstellung jeweils zwei als konstant angenommen.

Für Bild 4.7 und Bild 4.8 wurde eines der Vergütereime gewählt, welches in den gerade aufgezeigten Versuchen zu einem Maximum der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  führte (der Versuchsplan ist Anhang A zu entnehmen). In den Abbildungen

sind für das Vergütereime  $T_5 = 430^\circ\text{C}$  und  $t_5 = 3\text{ min}$  die Zugfestigkeit  $R_m$  und die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  des Materials nach verschiedenen Federanlassregimen dargestellt. Es zeigt sich für die Zugfestigkeit wiederum der erwartete geringe Zuwachs im Bereich  $t_9$  bis  $350^\circ\text{C}$ , bei höheren Federanlasstemperaturen fällt die Festigkeit hingegen ab. Die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  wird durch alle Federanlassregime gesteigert. Die größte Steigerung ergibt sich bei  $T_9 = 300^\circ\text{C}$  bzw.  $350^\circ\text{C}$  in Kombination mit  $t_9 = 60\text{ min}$  bzw.  $30\text{ min}$ .

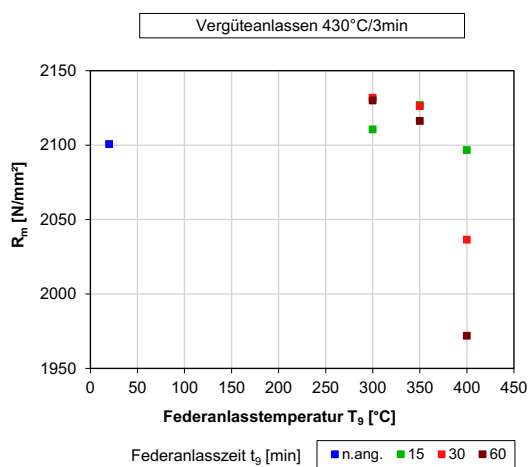


Bild 4.7:  
Zugfestigkeit  $R_m$  aus Federanlassversuchen an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5\text{ mm}$

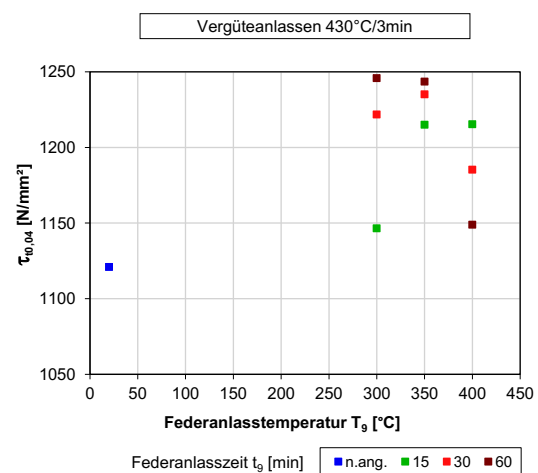


Bild 4.8:  
Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  65SiCrV6 SC in  $d = 4,5\text{ mm}$

In der Industrie werden kürzere Federanlasszeiten bevorzugt. Sie ermöglichen eine höhere Ausbringung von Federn und begünstigen die Automatisierung mittels Durchlauföfen.

Die nächsten Erläuterungen werden daher für das Federanlassregime  $T_5 = 350^\circ\text{C}$  bei  $t_5 = 30\text{ min}$  erfolgen. Die Deutung der Ergebnisse wird durch die Darstellung des Zuwachses des jeweiligen mechanischen Parameters nach einem erfolgten Federanlassen gegenüber dem nicht federangelassenen Material gewählt. Variiert wird das Vergüteanlassen mit  $T_5 = 420^\circ\text{C}$  bis  $T_5 = 460^\circ\text{C}$  und  $t_5 = 0,5\text{ min}$  bis  $t_5 = 3\text{ min}$ , jedoch nicht vollständig kombiniert.

Bild 4.9 zeigt, dass weitgehend unabhängig vom Vergüteanlassen ein Zuwachs der Zugfestigkeit  $R_m$  von ca. 2 % erreicht wird. In Bild 4.10 wird ersichtlich, dass der Zuwachs der

fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  bei mindestens 5 % bis 6 % liegt. Für eine Kombination des Federanlassens mit einem kurzen Vergüteanlassen bei hoher Temperatur ergeben sich Zuwächse von 12 % bis 16 %.

Eine große technische Bedeutung hat die große Differenz der Zuwächse von  $R_m$  und  $\tau_{t0,04}^*$  bei der Auslegung von Federn. Das hierfür verwendete Verhältnis aus  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  wird stark beeinflusst. Zur Erklärung sollen Bild 4.11 und Bild 4.12 dienen. In Bild 4.11 ist das  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnis der Versuche ohne Federanlassen dargestellt. Es ergibt sich ein Bereich von 0,5 bis ca. 0,56 je nach Vergüteanlassregime. Für die Versuche nach Federanlassen, welche in Bild 4.12 dargestellt sind, verschiebt sich dieser Bereich nach 0,525 bis 0,6. Die Spannweite der Ergebnisse wird somit sogar erhöht.

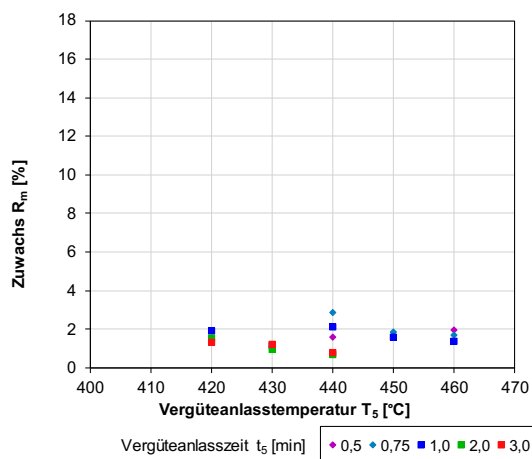


Bild 4.9:

Zuwachs an Zugfestigkeit  $R_m$  nach Federanlassen bei  $T_9 = 350$  °C und  $t_9 = 30$  min an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm

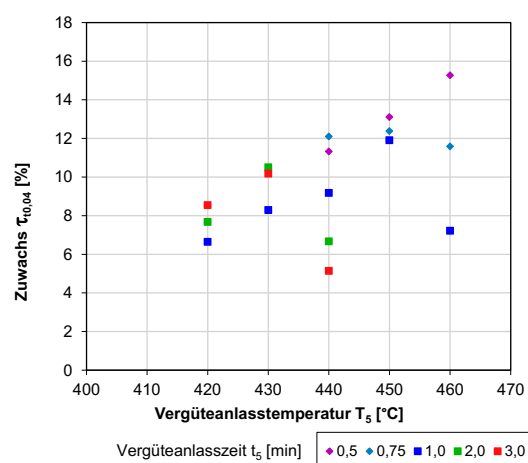


Bild 4.10:

Zuwachs an fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  nach Federanlassen bei  $T_9 = 350$  °C und  $t_9 = 30$  min an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm

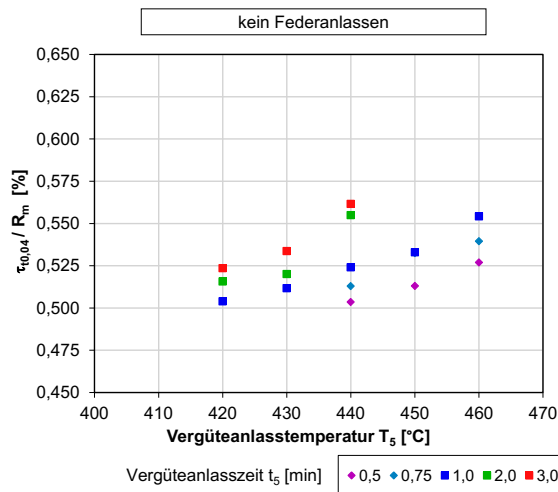


Bild 4.11:

Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm

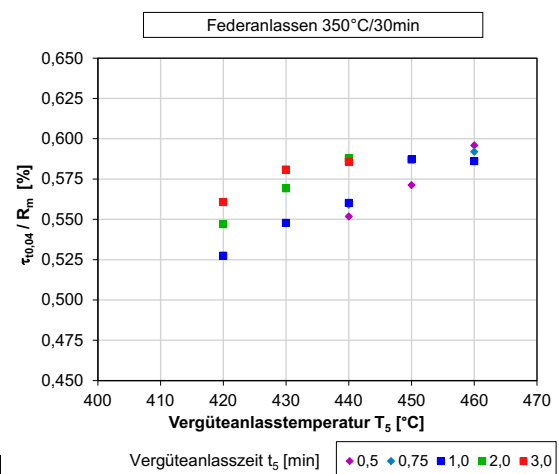


Bild 4.12:

Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfestigkeit  $R_m$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm nach Federanlassen

### 4.3 Verhältnis der Fließgrenzen aus Zug- und Torsionsversuch

Der Torsionsversuch ist aufgrund der Einspannung und der allgemein aufwändigeren Versuchstechnik mit deutlich höherem Aufwand verbunden als der Zugversuch. Daher findet er in der Industrie keine Verwendung. Entsprechend wird das  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnis trotz der vorhandenen zum Teil erheblichen Abweichungen verwendet. Eine Umrechnung bzw. ein zu findendes Verhältnis aus den Fließgrenzen des Zug- und des Torsionsversuchs könnte eine Verbesserung der aktuellen Situation bringen.

Der in Bild 4.13 dargestellte Zuwachs der Zugfließgrenze  $R_{p0,05}$  nach Federanlassen liegt im Bereich von ca. 6 % bis 14 %. Er zeigt damit eine große Ähnlichkeit zum Zuwachs der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  nach dem Federanlassen. Das Verhältnis aus  $\tau_{t0,04}^*$  zu  $R_{p0,05}$  liegt sowohl ohne Federanlassen als auch nach erfolgtem Federanlassen im Bereich 0,6 bis 0,625 (vgl. Bild 4.14 und Bild 4.15). Die Spannweite ist somit deutlich geringer als die des  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnisses. Zudem tritt durch das Federanlassen nur eine sehr geringe Änderung des Verhältnisses auf. Somit wäre eine Federauslegung auf Grundlage des Fließgrenzenverhältnisses  $\tau_{t0,04}^* / R_{p0,05}$  deutlich exakter möglich als mit dem bisher verwendeten  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnis.

Da der Zugversuch sowohl für den Drahthersteller als auch für die Wareneingangskontrolle der meisten Federnhersteller zum Standard gehört, ist die notwendige Messtechnik zur Bestimmung von  $R_{p0,05}$  in den meisten Industriebetrieben vorhanden. Der notwendige Feindehnungsaufnehmer ist, falls nicht vorhanden, in der Regel mit geringem Aufwand nachrüstbar.

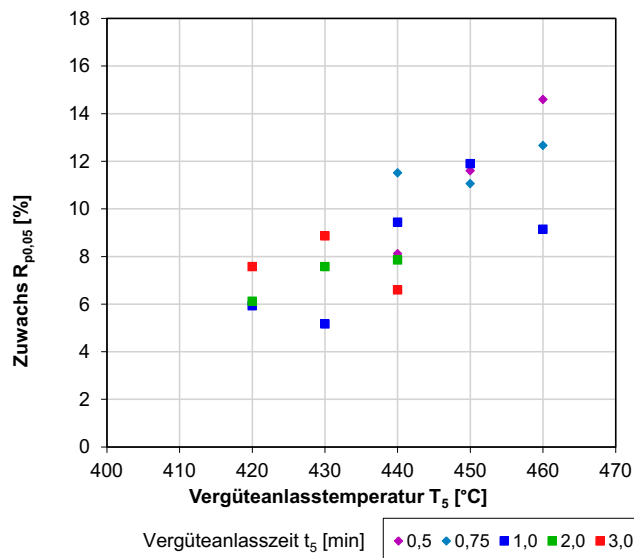


Bild 4.13:

Zuwachs der Fließgrenze  $R_{p0,05}$  nach Federanlassen bei  $T_g = 350$  °C und  $t_g = 30$  min an 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm

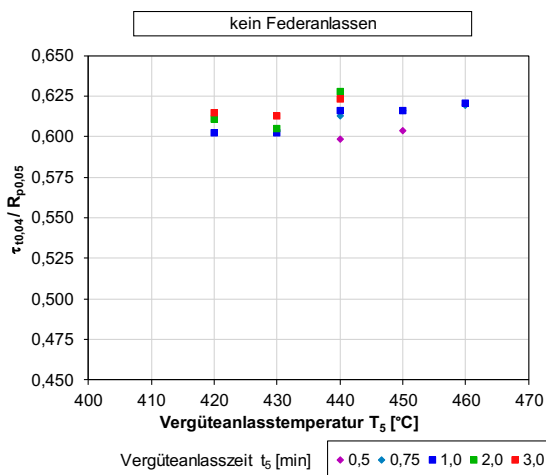


Bild 4.14:

Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfließgrenze  $R_{p0,05}$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 in  $d = 4,5$  mm

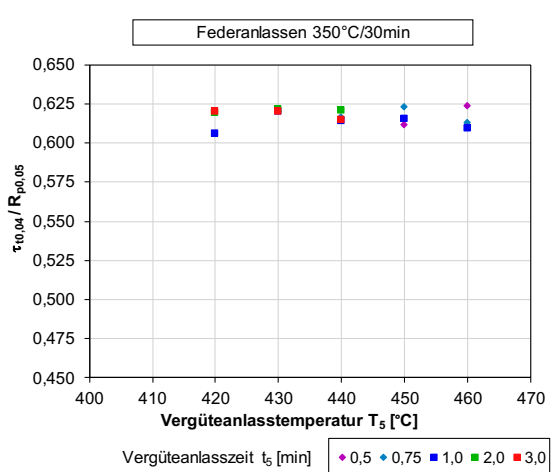


Bild 4.15:

Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfließgrenze  $R_{p0,05}$  aus Bleibadversuchen an 65SiCrV6 in  $d = 4,5$  mm nach Federanlassen



#### 4.4 Beeinflussung dynamischer Kennwerte

Nachdem die Möglichkeit der äußerst starken Einflussnahme auf die Fließgrenzen sowohl im Zug- als auch im Torsionsversuch nachgewiesen wurde, sollen nun deren Auswirkungen auf dynamische Materialkennwerte überprüft werden.

Als Beispiel dienen vier Proben aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 4,5$  mm, welche aus einem Versuchsplan mit je drei Stufen für Vergüteanlasstemperatur  $T_5$ , Vergüteanlasszeit  $t_5$ , Federanlasstemperatur  $T_9$  und Dauer des Federanlassens  $t_9$  entnommen wurden (vgl. Tabelle 4.1). Ausgewählt wurden Regime, deren Proben eine besonders hohe bzw. niedrige Zugfestigkeit  $R_m$  zeigten, sowie Proben, welche besonders hohe bzw. niedrige fiktive technische Torsionsfließgrenzen  $\tau_{t0,04}^*$  aufwiesen. Regime, welche zu ungünstigen Umformkennwerten wie Verwindenzahl  $N_t$  und Gleichmaßdehnung  $A_g$  führten, wurden von den dynamischen Versuchen ausgeschlossen.

Tabelle 4.1: Übersicht Versuchsplan Material 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm (in Anlehnung an [43])

Material	Austenitisierung		Vergüteanlassen		Federanlassen	
	Temperatur Ofen $T_1$	Zeit Ofen $t_1$	Temperatur Bleibad $T_5$	Zeit Bleibad $t_5$	Temperatur Federanlassen $T_9$	Zeit Federanlassen $t_9$
	[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min]
65SiCrV6 SC	880	150	420	60	(20)	(*)
			430	120	300	15
			440	180	350	30
					400	60

Es wurden Umlaufbiegeversuche im Zeitfestigkeitsbereich durchgeführt. Geprüft wurden je Regime fünf Proben. Die Biegespannung betrug 700 MPa [43]. Die errechneten Weibull-Verteilungen sind Bild 4.16 bis Bild 4.19 zu entnehmen. Für eine vergleichende Aussage zu den ermittelten statischen Festigkeitskennwerten wurde die charakteristische Lebensdauer  $T$  herangezogen. Der  $T$ -Wert gibt hier die Anzahl der Lastwechsel bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 63,2 % an [43]. Tabelle 4.2 gibt eine Übersicht über die verwendeten Regime, die erreichten statischen Festigkeitskennwerte sowie den  $T$ -Wert, aufsteigend sortiert nach der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$ . Dabei ist ein deutlicher Zusammenhang zwischen charakteristischer Lebensdauer  $T$  und fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  erkennbar. Mit steigendem  $\tau_{t0,04}^*$  erhöht sich auch die charakteristische Lebensdauer des Materials bei Umlaufbiegeprüfung im Bereich  $N < 10^7$  Schwingspiele. Den Zuwachs von  $\tau_{t0,04}^*$  als Grundlage für den

Optimierungsprozess zu verwenden, scheint damit für den Zeitfestigkeitsbereich sinnvoll. Ein Zusammenhang zwischen charakteristischer Lebensdauer und der Zugfestigkeit  $R_m$  welche bisher Grundlage der Normfestigkeitsbereiche von ölschlussvergütetem Federstahldraht nach EN-10270-3 bildet [124], besteht hingegen nicht.

Tabelle 4.2: Festigkeitswerte und Vergüteregime der für die Umlaufbiegeprüfungen gewählten Proben aus 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm,  $T_1 = 880$  °C,  $t_1 = 2,5$  min [43]

$\tau_{t0,04}^*$	T – Wert	$N_t$	$R_{p0,2}$	$R_m$	$A_g$	$T_5$	$t_5$	$T_9$	$t_9$	Bild
[MPa]			[MPa]	[MPa]	[%]	[°C]	[min]	[°C]	[min]	
1143	170.906	3,74	1865	1955	2,61	440	3	400	60	4.16
1199	290.135	3,50	1966	2045	3,34	440	3	350	30	4.17
1215	601.225	3,37	2131	2280	1,94	420	1	300	60	4.18
1259	1.215.124	3,27	2071	2179	2,14	440	1	300	60	4.19

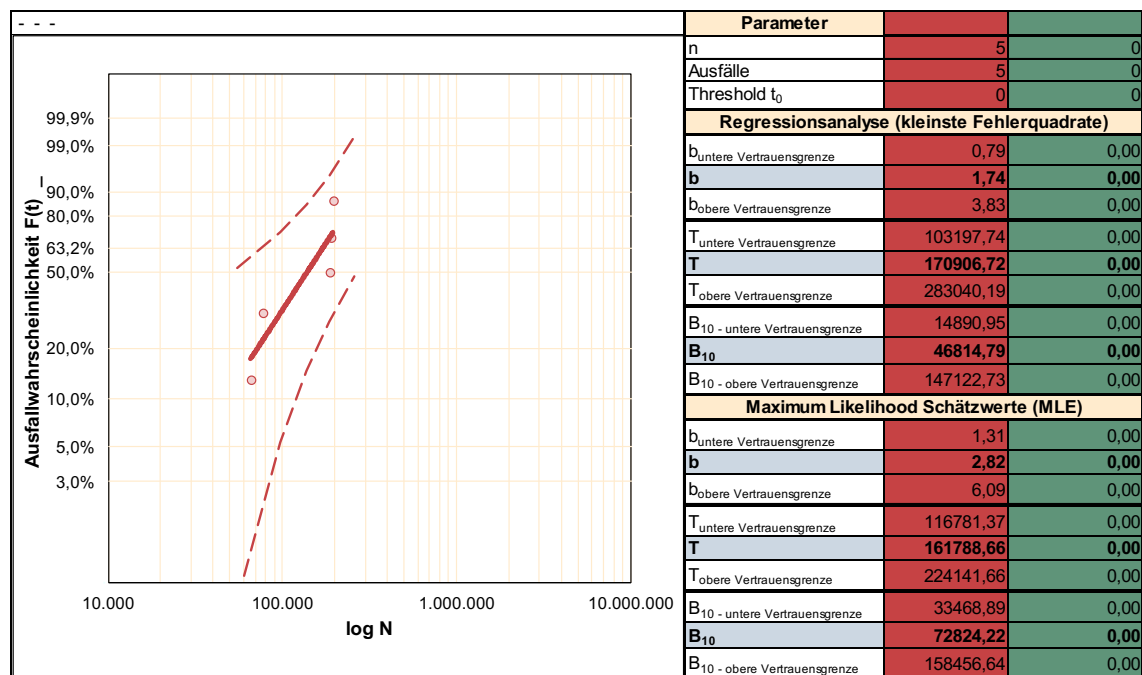


Bild 4.16: Ausfallwahrscheinlichkeit  $F(t)$  bei 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm, vergütet mit  $T_5 = 440$  °C,  $t_5 = 3$  min und mit  $T_9 = 400$  °C,  $t_9 = 60$  min [43]

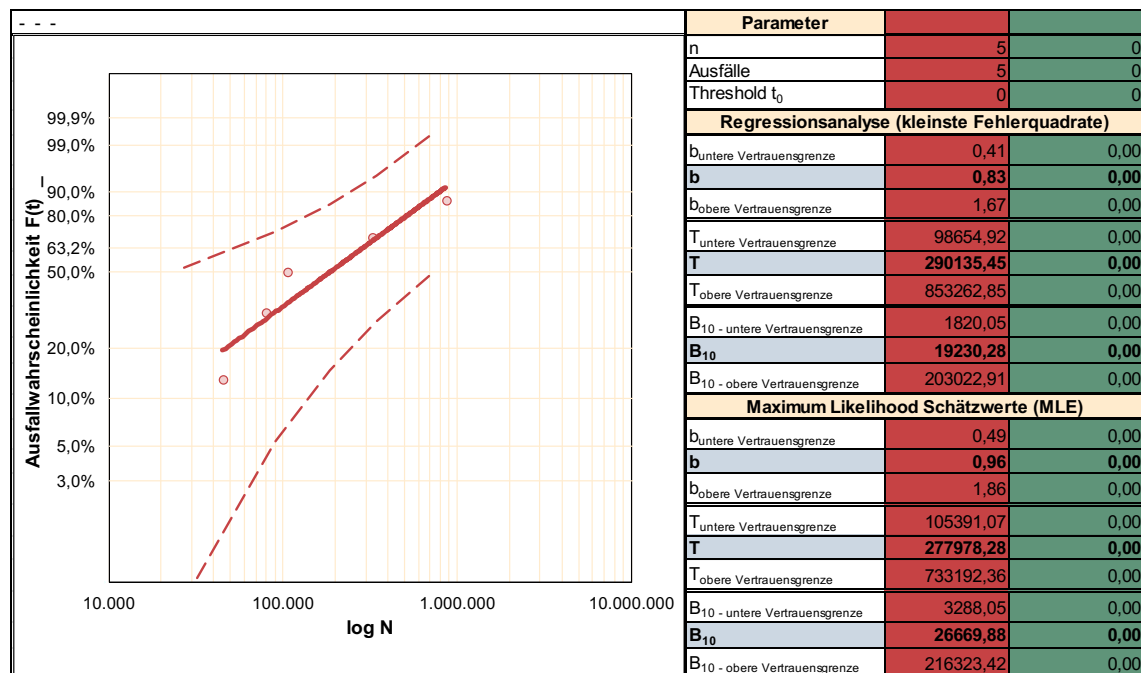


Bild 4.17: Ausfallwahrscheinlichkeit  $F(t)$  bei 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm, vergütet mit  $T_5 = 440$  °C,  $t_5 = 3$  min und mit  $T_9 = 350$  °C,  $t_9 = 30$  min [43]

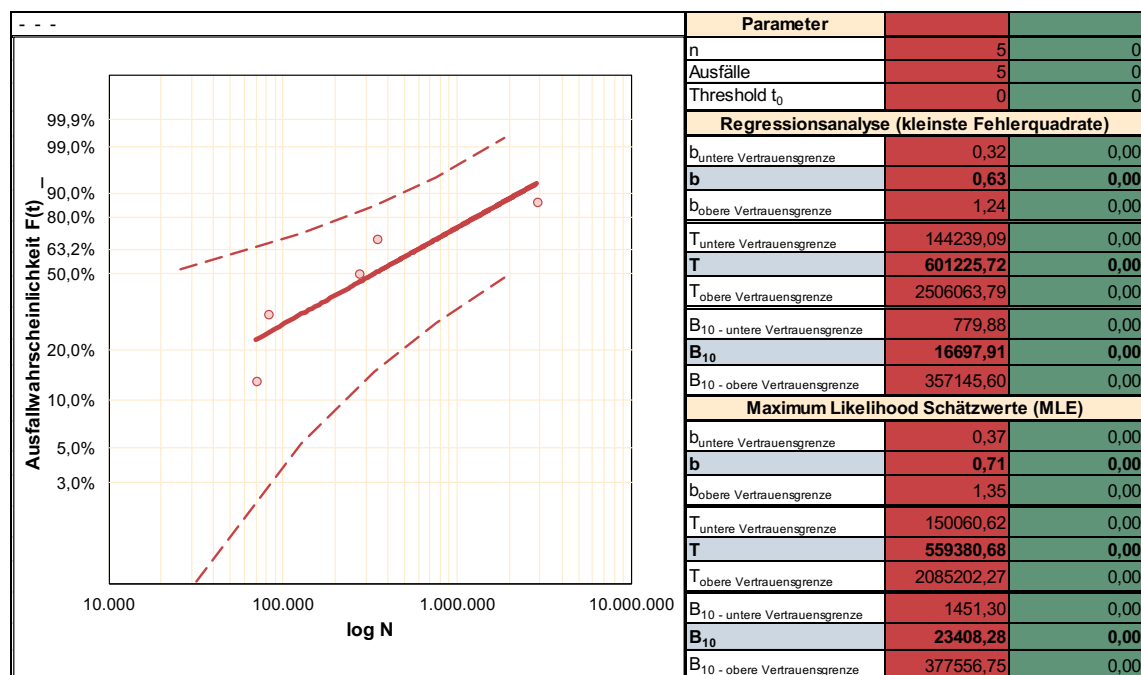


Bild 4.18: Ausfallwahrscheinlichkeit  $F(t)$  bei 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm, vergütet mit  $T_5 = 420$  °C,  $t_5 = 1$  min und mit  $T_9 = 300$  °C,  $t_9 = 60$  min [43]

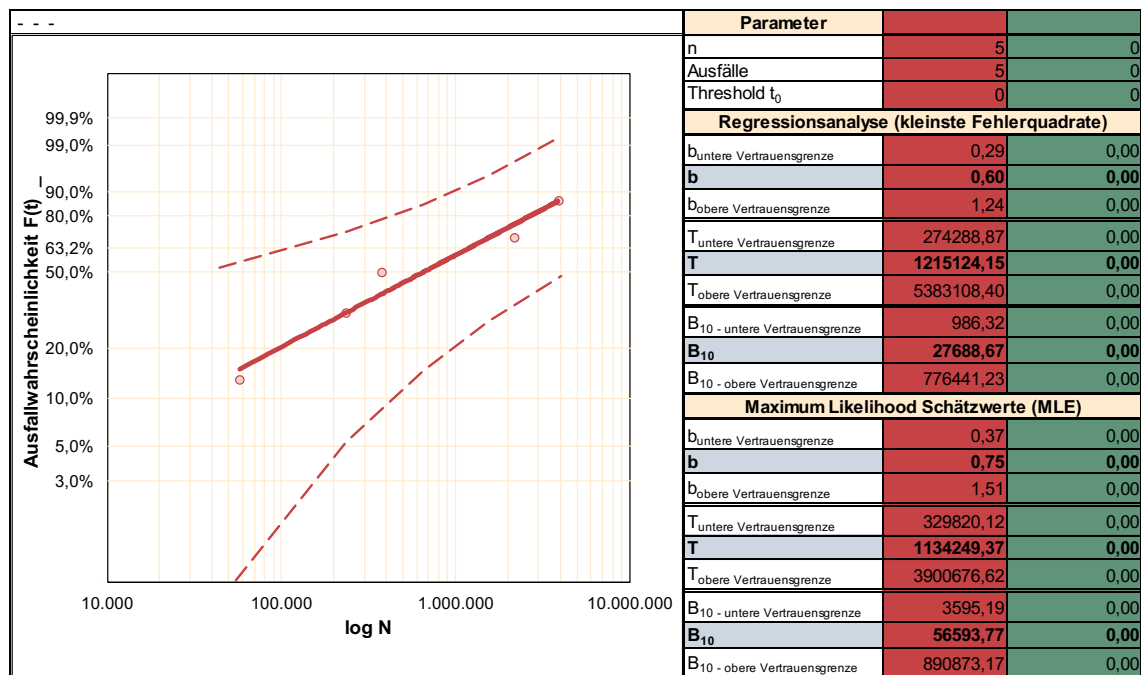


Bild 4.19: Ausfallwahrscheinlichkeit  $F(t)$  bei 65SiCrV6 SC in  $d = 4,5$  mm, vergütet mit  $T_5 = 440$  °C,  $t_5 = 1$  min und mit  $T_9 = 300$  °C,  $t_9 = 60$  min [43]

## 4.5 Zusammenfassung

Die Optimierung der mechanischen Kennwerte ölschlussvergüteter Federstahldrähte erfolgt durch gezielte Beeinflussung des Härtegefüges und die Bestimmung einer idealen Kombination von Vergüteanlassen und Federanlassen. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen fand diese Optimierung stets mit dem Ziel einer höchstmöglichen fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  statt. Grund dafür ist die statisch höhere Auslastbarkeit der Feder. Eine höhere Torsionsfließgrenze bedeutet technologisch auch geringere Setzverluste. Es konnte im Rahmen von Umlaufbiegeprüfungen auch eine Erhöhung der Lebensdauer im Bereich dynamischer Festigkeiten mit  $N \leq 10^7$  Lastspielen nachgewiesen werden. Dieser Lastspielbereich ist z.B. für Federn in Kupplungen oder Zweimassenschwungrädern von hoher Bedeutung.

## 5 Strategie einer Optimierung der Wärmebehandlung von Draht und Feder

Im folgendem soll die Strategie der Optimierung durch Kombination geeigneter Wärmebehandlungen von Draht und Feder als „Schritt für Schritt Anleitung“ dargestellt werden. Die Optimierungsziele sind dabei individuell vom Endprodukt abhängig. So können mechanische Kennwerte aus Zug- und Torsionsversuch mit dem Ziel, ein Maximum oder Minimum zu erzeugen, als Zielwert gewählt werden. Es ist jedoch ebenso denkbar, bekannte oder neu zu findende Parameter aus dynamischen Versuchen als Optimierungsziel zu wählen.

Die dargestellten Schritte eignen sich gleichermaßen für Optimierung im Labormaßstab wie auch für industrielle Vergüteanlagen. Der zeit- und kostenmäßige Aufwand ist jedoch im Labormaßstab aufgrund der kleineren Proben deutlich geringer.

Um Einflüsse durch unterschiedliche Gehalte an Legierungselementen auszuschließen, sollten Materialproben aus einer Schmelzcharge, besser einem Walzdrahttring verwendet werden. Nach Auswahl des Materials sollten zunächst die Umwandlungstemperaturen mittels Berechnungsprogramm oder per Messung ermittelt werden (vgl. 3.5.2). Die Ofentemperatur ist 30 K bis 50 K höher als die Umwandlungstemperatur ( $T_{AU}$ ) des Materials zu wählen. Für die festgelegte Temperatur ist nun die Erwärmungsdauer bis zum Erreichen der Austenitisierungstemperatur  $T_{AU}$  mittels Berechnungsprogramm zu bestimmen.

Erster Schritt der Fertigung ist die Vergütung von Proben mit festgelegter Ofentemperatur unter Variation (Erhöhen) der Austenitisierungsdauer  $t_1$  in Schritten von 10 Sekunden. Die errechnete Dauer bis zum Erreichen von  $T_{AU}$  wird dabei als erste Zeitdauer  $t_1$  gewählt. Das Anlassen im Bleibad erfolgt zunächst unter Verwendung eines für dieses oder ein ähnliches Material standardmäßig verwendeten Bleibadregimes. Dass „optimale Austenitisierungsregime“ wird anhand von Zug- und Torsionsversuchen sowie Gefügeanalysen ermittelt. Es ist ein Regime zu wählen, welches eine Zeitdauer gleich oder größer demjenigen Regime hat, welches die maximale Zugfestigkeit erreicht. Das Gefüge muss vollständig umgewandelt sein und dabei möglichst feines Korn aufweisen. Im Fall von größeren Mengen Restaustenit muss die Abschrecktemperatur angepasst werden.

Das für die Austenitisierung festgelegte Temperatur-Zeit-Regime wird anschließend nicht mehr geändert, die folgenden Variationen betreffen ausschließlich Bleibadanlassen und Federanlassen.

Für das Bleibadanlassen werden die Temperatur  $T_5$  und die Zeit  $t_5$  auf je drei Stufen, ausgehend von dem für die ersten Versuche verwendeten Standardregime, variiert. Es kommen jeweils sowohl verminderte Temperaturen und Zeiten wie auch erhöhte Werte zum Einsatz. Die erstellten Proben werden anschließend einem auf drei verschiedenen Temperaturen eingestelltem Federanlassen bei  $t_9 = 30$  min unterzogen – es entsteht ein  $3^3$  – Versuchsplan.

Die Wahl der Federanlasstemperaturen hängt dabei vom gewählten Optimierungsziel ab für das Erreichen einer hohen fiktiven Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  haben sich  $T_9 = 300$  °C, 350 °C und 400 °C als optimaler Bereich erwiesen.

Abhängig von Wärmebehandlungen nach dem Federwinden, wie sie z.B. beim Kugelstrahlen oder Oberflächenbehandeln verwendet werden, kann auch eine weitere Variation der Federanlassdauer  $t_9$  sinnvoll sein.

Ein weiterer Optimierungsfall kann durch festgelegte Parameter der Wärmebehandlung der Feder geprägt sein. Ist z.B. der höchste Wärmeeintrag nach dem Federwinden durch einen Prozess wie etwa das Nitrieren der Feder festgelegt und daher nicht veränderbar, so kann eine Variation von Temperatur  $T_5$  und Zeit  $t_5$  auf mehr als drei Stufen zielführend sein.

Die erzeugten Proben werden Zug- und Torsionsversuchen unterzogen, für andere Optimierungsziele können auch dynamische Versuche sinnvoll sein.

Tabelle 5.1 ist eine kompakte Zusammenfassung der Optimierungsschritte in Form eines Ablaufplans zu entnehmen.

Tabelle 5.1: Zusammenfassung der Optimierungsschritte

1.	Ermitteln der Umwandlungstemperaturen mittels Berechnungsprogramm oder Messung.
2.	Festlegung einer Ofentemperatur ca. 30 K bis 50 K höher als die Umwandlungstemperatur ( $T_{AU}$ ).
3.	Ermitteln der Erwärmungsdauer bis zum Erreichen der Austenitisierungstemperatur $T_{AU}$ mittels Berechnungsprogramm.
4.	Herstellung von Proben mit festgelegter Ofentemperatur unter Variation (Erhöhen) der Austenitisierungsdauer $t_1$ in Schritten von 10 Sekunden, ausgehend von der errechneten Dauer bis zum Erreichen von $T_{AU}$ . Es wird ein für dieses oder ein ähnliches Material standardmäßig verwendetes Bleibadregime verwendet.
4.	Auswahl des „optimalen Austenitisierungsregimes“ anhand von Zug- und Torsionsversuchen sowie Gefügeanalysen. Es ist ein Regime zu wählen, welches eine Zeitdauer gleich oder größer demjenigen Regime hat, welches die maximale Zugfestigkeit erreicht; das Gefüge muss vollständig umgewandelt sein und dabei möglichst feines Korn aufweisen; Im Fall von größeren Mengen Restaustenit muss die Abschrecktemperatur angepasst werden.
5.	Das festgelegte Regime für die Austenitisierung wird anschließend nicht mehr geändert, die folgenden Variationen betreffen ausschließlich Bleibadanlassen und Federanlassen.
6.	Für das Bleibadanlassen werden die Temperatur $T_5$ und die Zeit $t_5$ auf je drei Stufen, ausgehend von dem für die ersten Versuche verwendeten Standardregime, variiert. Es kommen jeweils sowohl verminderte Temperaturen und Zeiten wie auch erhöhte Werte zum Einsatz.
7.	Die erstellten Proben werden anschließend einem auf drei verschiedenen Temperaturen eingestellten Federanlassen bei $t_9 = 30$ min unterzogen – es entsteht ein $3^3$ – Versuchsplan.
8.	Die Wahl der Federanlasstemperaturen hängt dabei vom gewählten Optimierungsziel ab; für das Erreichen einer hohen fiktiven Torsionsfließgrenze $\tau_{t0,04}$ haben sich $T_9 = 300$ °C, 350 °C und 400 °C als optimaler Bereich erwiesen.
9.	Die erzeugten Proben werden Zug- und Torsionsversuchen unterzogen, für andere Optimierungsziele können auch dynamische Versuche sinnvoll sein.





## 6 Übertragen der Ergebnisse in die Industrie

Für eine industrielle Nutzung der Ergebnisse dieser Arbeit ist es unabdingbar, Ergebnisse aus dem Labor in die Industrie übertragen zu können. In den seltensten Fällen wird es möglich sein, den im Labor gefundenen optimalen Prozess im Industriemaßstab eins zu eins nachzubilden, da hierfür ein Umbau oder Neubau der Industrieanlage nötig wäre.

Im Zeitraum der Bearbeitung dieser wissenschaftlichen Arbeit ergab sich zu mehreren Zeitpunkten die Möglichkeit, die Ergebnisse in der Industrie zu erproben bzw. sogar neue Regime für die Industrie zu entwerfen. Dabei war es möglich, Strategien für das Übertragen der optimierten Prozesse auf Industrieanlagen zu entwickeln.

### 6.1 Übertragungsstrategie

Der Ablauf des Vergüteprozesses in der Laborvergüteanlage ist dem Prozess in industriellen Vergüteanlagen, soweit es technisch möglich ist, nachgestellt. Dennoch gibt es aufgrund unterschiedlicher Bauweisen und den verwendeten Heiz- und Kühltechnologien Unterschiede. Auch die abweichenden Längen der Zonen 2, 4, 6 und 8, welche zwischen den eigentlichen Prozessabschnitten der Vergütung vom Draht passiert werden müssen, haben einen Einfluss auf das einzustellende Gefüge (vgl. 3.2). Im Folgenden wird die zugrundliegende Strategie der Übertragung der Prozessparameter beschrieben.

Ausgangspunkt der Übertragung vom Labor- auf den Industrieprozess ist stets die thermische Vermessung der Industrieanlage mittels Schleppthermoelementmessungen (vgl. 2.6.3). Ziel ist es, den Prozess im Berechnungsprogramm abbilden zu können. Die Erwärmungskurve des Drahtes in industriellen Austenitisierungsöfen weicht häufig von der im Laborofen ab, da auch bei identischer Temperatur  $T_1$  aufgrund abweichender Wärmeübergangskoeffizienten unterschiedliche Erwärmungsgeschwindigkeiten erreicht werden. Mittels des Berechnungsprogrammes kann der Zeitpunkt des Erreichens der Austenitisierungstemperatur  $T_{AU}$  für verschiedene Drahtmaterialien und Drahtdurchmesser berechnet und mit den Messwerten verglichen werden. Ziel ist es, die Haltezeit nach dem Erreichen von  $T_{AU}$  für den industriellen Prozess auf die im Laborprozess als optimal gefundene Dauer einzustellen. Dafür muss die notwendige Durchlaufgeschwindigkeit errechnet werden, die erforderlich ist, um die zur Gefügeausbildung nötige Haltezeit zu gewährleisten.

Es ist dabei von großem Vorteil, wenn die Temperatur der Ofenzonen des Industrieofens, welche der Draht nach dem Erreichen von  $T_{AU}$  passiert, mit der in der Laborvergüteanlage verwendeten  $T_1$  identisch ist. In den Industrieöfen werden verschiedene Drahtsortimente wärmebehandelt, daher ist die Temperatur  $T_1$  meist fest vorgegeben. Der am wenigsten aufwändige Weg, den Industrieprozess im Labormaßstab zu optimieren und anschließend rückwärts zu übertragen, ist immer dann gegeben, wenn die Temperatur  $T_1$  der Austenitisierungsöfen identisch ist.

Abweichende Temperaturen stellen wie unter 3.6 beschrieben keine Einschränkung für das einzustellende Gefüge dar. Nur der Aufwand für die Übertragung des Prozesses wird erhöht, da unter Umständen verschiedene Austenitisierungszeiten  $t_1$  gewählt und erprobt werden müssen. Der Prozessschritt 3, das Abschrecken im Ölbad, ist bezüglich der Übertragung unproblematisch, wenn die Ölsorte und -temperatur vom Industrieprozess übernommen wurden.

Als Kontrolle für die eingestellte Korngröße sollten metallografische Untersuchungen verwendet werden. Ein direkter Vergleich von Proben aus Labor- und Industrieprozess ist dabei sinnvoll.

Da die Durchlaufgeschwindigkeit des Drahtes auf Basis der Austenitisierungsdauer  $t_1$  eingestellt wurde, ist für das Einstellen der Verweildauer des Drahtes im Bleibad ein mechanischer Eingriff selten zu vermeiden. Nur durch eine Änderung des Abstandes der im Blei verwendeten Niederhalter lässt sich bei gegebener Drahtgeschwindigkeit die Anlasszeit  $t_5$  einstellen. Über Bleibadtemperatur und Verweildauer des Drahtes im Blei lässt sich das in der Laborvergüteanlage genutzte Regime des Vergüteanlassens meist direkt übertragen. Besondere Aufmerksamkeit muss jedoch der Strecke  $l_6$  zukommen, welche der Draht vom Austritt aus dem Blei bis zum Eintritt in das Wasserbad zurücklegt. Diese ist durch die Bauart bedingt in der Industrieanlage größer als im Labor. Der dadurch entstehende Anlasseffekt beeinflusst die erzielbaren mechanischen Eigenschaften wesentlich. Wurden verschiedene Bleibadtemperaturen  $T_5$  oder verschiedene Durchlaufzeiten  $t_5$  verwendet, so können die unter 3.8 beschriebenen Berechnungsmethoden zum Einstellen der Zugfestigkeit  $R_m$  verwendet werden. Für die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  ist dies nicht möglich.

### 6.1.1 Optimierung auf Basis einer bestehenden Industrieanlage

Da aufgrund der Veränderung der Durchlaufgeschwindigkeit die Verweildauer des Drahtes in allen Prozesszonen geändert wird, bieten bestehende Industrieanlagen wenig Spielraum für Änderungen der Verweildauer des Drahtes in einzelnen Prozesszonen. Möglich wären Änderungen der Verweildauer nur durch mechanische Umbauten. Experimente mit verschiedenen Temperaturen sind ebenfalls nur sehr bedingt möglich, da sie in der Regel eine große Menge an Material benötigen und Produktionsausfall bedeuten würden. Somit bietet es sich an, Optimierungsversuche im Labor durchzuführen und anschließend auf die Industrie zu übertragen.

Grundsätzlich wird auch hier mit der Auslegung eines optimalen Austenitisierungsregimes begonnen. Da die verwendeten Temperaturen in der Regel für ein breites Produktspektrum verwendet werden, ist eine Optimierung der Durchlaufgeschwindigkeit nötig. Anhand des Berechnungsmodells kann für die bestehende Anlage iterativ die kürzest mögliche Durchlaufzeit  $t_1$  für die eingestellte Temperatur  $T_1$  im Austenitisierungs-ofen gefunden werden. Dieses Temperatur – Zeit – Regime kann in der Laborvergüteanlage nachgestellt und überprüft werden.

Damit ist die Durchlaufgeschwindigkeit der Industrieanlage festgelegt. Es ergibt sich somit über die vorhandenen Längen der verbleibenden Prozesszonen die jeweilige Verweilzeit. Unter Verwendung der bereits optimierten Austenitisierungsparameter  $T_1$  und  $t_1$  wird im nächsten Schritt das Vergüteanlassen mit den Parametern  $T_5$  und  $t_5$  an die Anforderungen des Produktes angepasst. Unter Beachtung des vom Betreiber gefertigten Produktspektrums und der von der vorhandenen Anlage erreichbaren minimalen und maximalen Verweildauern und Temperaturen im Bleibad werden im Labor entsprechende Versuche durchgeführt und anschließend übertragen.

### 6.1.2 Planung einer neuen Industrieanlage

Für die Planung neuer Industrieanlagen kann das Berechnungsprogramm als Grundlage sowohl für die Bestimmung der erforderlichen Heiz- und Kühlleistung verwendet werden als auch für die Auslegung der Längen der jeweiligen Prozesszonen. Hierfür ist es lediglich nötig, die gewünschte Anzahl von Adern für eine geforderte Tagestonnage im Modell einzuarbeiten und die Leistungen und Längen auf den geforderten Prozess anzupassen. In der Regel wird dies auf Basis einer bestehenden Anlage geschehen.

## 6.2 Mechanische Kennwerte industriell vergüteter Proben

Im Folgenden soll am Beispiel des 65SiCrV6 SC der erreichte Zuwachs an Festigkeit bzw. Fließgrenze des optimiert vergüteten Drahtmaterials gegenüber dem Material aus einem Standardprozess aufgezeigt werden. Dazu werden die mechanischen Kennwerte aus Zug- und Torsionsversuch von optimiert industriell vergüteten Proben mit denen von Proben des Standardprozesses des Industriebetriebes verglichen. Alle Proben wurden mit Material aus einer Walzdrahtcharge erstellt. Die mechanischen Kennwerte wurden sowohl nach dem Vergüten als auch nach einem erfolgten Federanlassen bestimmt. Mit dem Hintergrund, die Wärmebehandlung aus dem Drahtvergüteprozess in Kombination mit dem Federanlassen zu optimieren, wurden vier verschiedene Federanlassregime gewählt (Tabelle 6.1). Verwendet wurden: 300 °C / 60 min, 350 °C / 30 min, 400 °C / 15 min und 420 °C / 30 min. Tabelle 6.2 gibt die Vergüteanlassregime der Optimierungsversuche an. Da die Versuche in enger Zusammenarbeit mit Industriepartnern durchgeführt wurden, muss auf eine Angabe der Vergüteregime aus Gründen der Vertraulichkeit verzichtet werden.

Tabelle 6.1: Regime des Federanlassens der Versuche nach [43]

Material	Temperatur Federanlassen $T_9$	Zeit Federanlassen $t_9$
	[°C]	[min]
65SiCrV6 SC	300	60
	350	30
	400	15
	420	30

Tabelle 6.2: Regime der Optimierung nach [43] für 65SiCrV6 SC

$d$	Regime	Austenitisierung	Blei- temperatur	Zeit im Blei	
[mm]			[°C]	[min]	[s]
4,5 mm	Vorgabe laut Werk				
4,5 mm	1	$t_1$ niedriger als Vorgabe lt. Werk	450	0,7	44
4,5 mm	2	$t_1$ niedriger als Vorgabe lt. Werk	430	1,5	87

Die Ergebnisse für fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfestigkeit  $R_m$  sind Bild 6.1 bis Bild 6.4 zu entnehmen. Das linke Bild zeigt dabei jeweils die Messwerte als Mittelwert von zwei Versuchen, das rechte Bild den prozentualen Zuwachs des

Messwertes von Proben aus optimiertem Material gegenüber Material aus dem Standardprozess. Für die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  wurden Zuwächse von 8 % bis 11 % erreicht, für die Zugfestigkeit zwischen 2 % und maximal 8 %. Als sehr wichtig ist der Fakt zu werten, dass die höchsten Zuwächse der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  von den Proben erreicht werden, welche die niedrigeren Zuwächse an maximaler Zugfestigkeit  $R_m$  erreichen (Bild 6.2 und Bild 6.4).

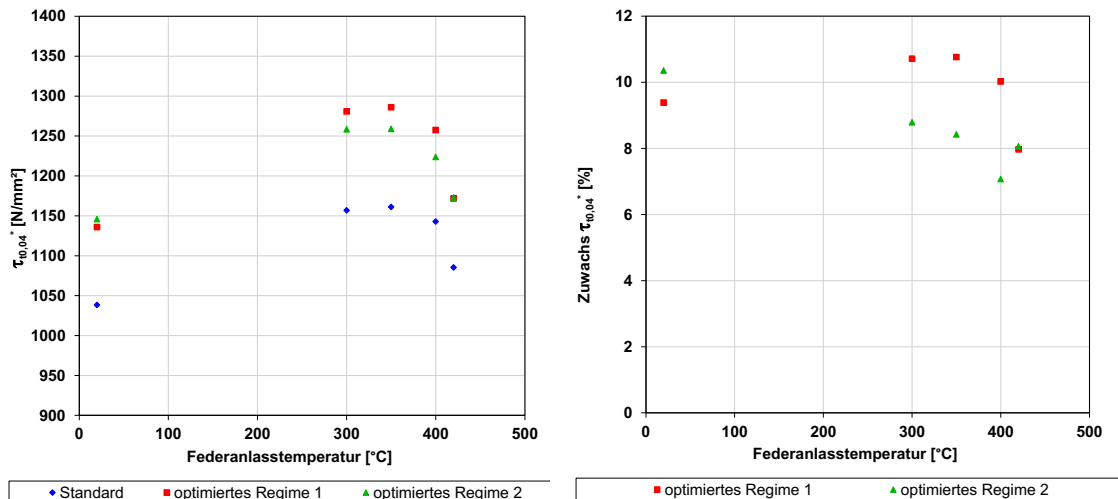


Bild 6.1:

Fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Federanlassversuchen an durchlaufvergüteten Drähten, Durchmesser:  $d = 4,5$  mm, 65SiCrV6 SC [97]

Bild 6.2:

Zuwachs der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  aus Federanlassversuchen an durchlaufvergüteten Drähten, Durchmesser:  $d = 4,5$  mm, 65SiCrV6 SC [97]

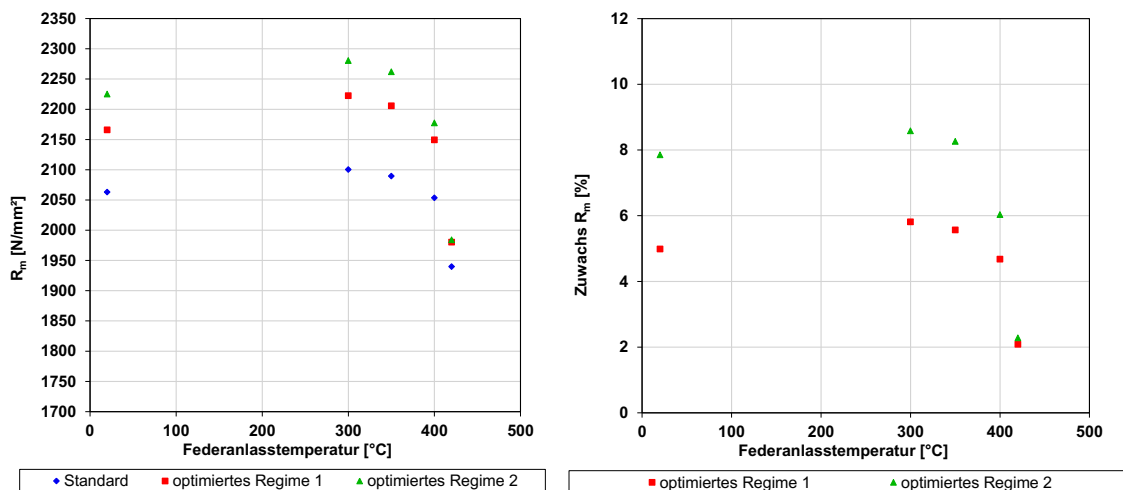


Bild 6.3:

Zugfestigkeit  $R_m$  aus Federanlassversuchen an durchlaufvergüteten Drähten, Durchmesser:  $d = 4,5$  mm, 65SiCrV6 SC [97]

Bild 6.4:

Zuwachs der Zugfestigkeit  $R_m$  aus Federanlassversuchen an durchlaufvergüteten Drähten, Durchmesser:  $d = 4,5$  mm, 65SiCrV6 SC [97]

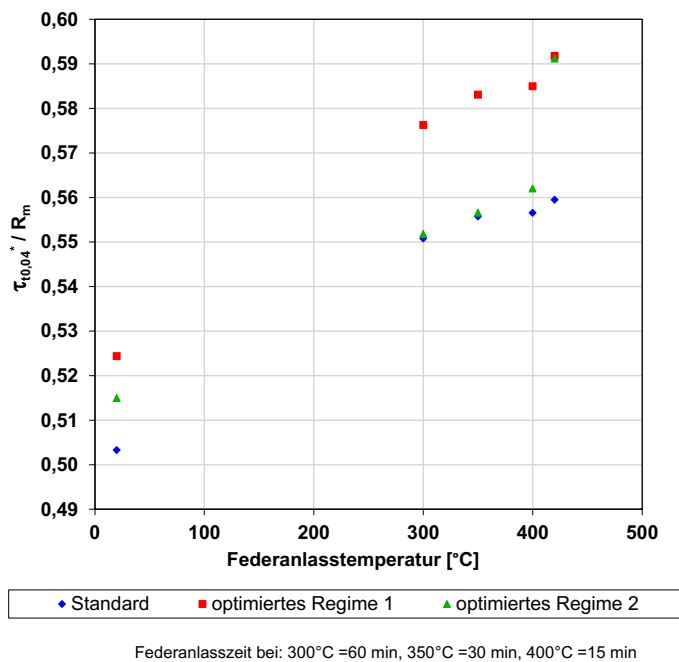


Bild 6.5: Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfestigkeit  $R_m$  aus Federanlassversuchen an durchlaufvergüteten Drähten, Durchmesser:  $d = 4,5$  mm, 65SiCrV6 SC [97]

Diese Gegenläufigkeit zeigt wiederum, dass Zugfestigkeit und Fließgrenzen nur unabhängig voneinander verändert werden können. Entsprechend ändert sich auch das Verhältnis aus fiktiver technischer Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und Zugfestigkeit  $R_m$  (vgl.

Bild 6.5). Wie auch in den Laborversuchen ergibt sich der höchste Zuwachs der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  unter Verwendung eines Bleibadregimes mit hoher Temperatur und kurzer Anlassedauer (= Regime 1). Erreicht wurde dies mit einer Verkürzung der Gesamtprozessdauer von ca. 25 %. Die Verkürzung der Durchlaufzeit des Bleibades wurde in diesem Fall durch ein kürzeres Bleibad erreicht.

Für dieses Produkt wurde demnach unter Anpassung des Austenitisierungsregimes mit verkürzter Verweildauer  $t_1$  (erreicht durch erhöhte Durchlaufgeschwindigkeit) eine mögliche Produktionssteigerung von 25 % nachgewiesen. Würde auf der Fertigungslinie nur dieses Produkt produziert werden, könnte zusätzlich die Energie für eine längere Anlassprozesszone eingespart werden, was eine Reduktion des Energieverbrauchs um ca. 45 % bedeuten würde.

### 6.3 Gefügeuntersuchungen an durchlaufvergüteten Drähten

Die mechanischen Kennwerte aus 6.2 lassen bereits auf eine vollständige Gefügeumwandlung von  $\alpha$  – Eisen zu  $\gamma$  – Eisen während der Austenitisierung schließen. Die exakte Untersuchung erfolgte metallographisch an Schliffbildern. Mit dieser Aufgabe wurde ein Labor betraut, welches über die notwendige Kompetenz für die metallographische Beurteilung von Federstahldrähten verfügt. Ein vollständiger Bericht ist [43] zu entnehmen. Ein direkter Vergleich soll hier an Bild 6.6 und Bild 6.7 aufgezeigt werden. Während in Bild 6.6 der Randbereich des mit dem Standard-Regime vergüteten Drahtes eine laut Bericht mittelfeine bis mittelgrobe Korn- und Nadelbildung aufweist, wird das Randgefüge des mit dem zweiten optimierten Regime vergüteten Drahtes als sehr fein beschrieben. Dieses feinere Gefüge ist der Grund für die gegenüber dem mit Standardregime vergütetem Draht höhere Festigkeit (Bild 6.1 bis Bild 6.4). Federn, welche aus diesem Material gefertigt werden, sollten eine höhere dynamische Lebensdauer aufweisen. Beide Bilder zeigen keinerlei Ab- oder Auskohlung sowie eine vollständige Gefügeumwandlung.



Bild 6.6: Probe 65SiCrV6 SC Regime Standard; Gefüge am Rand

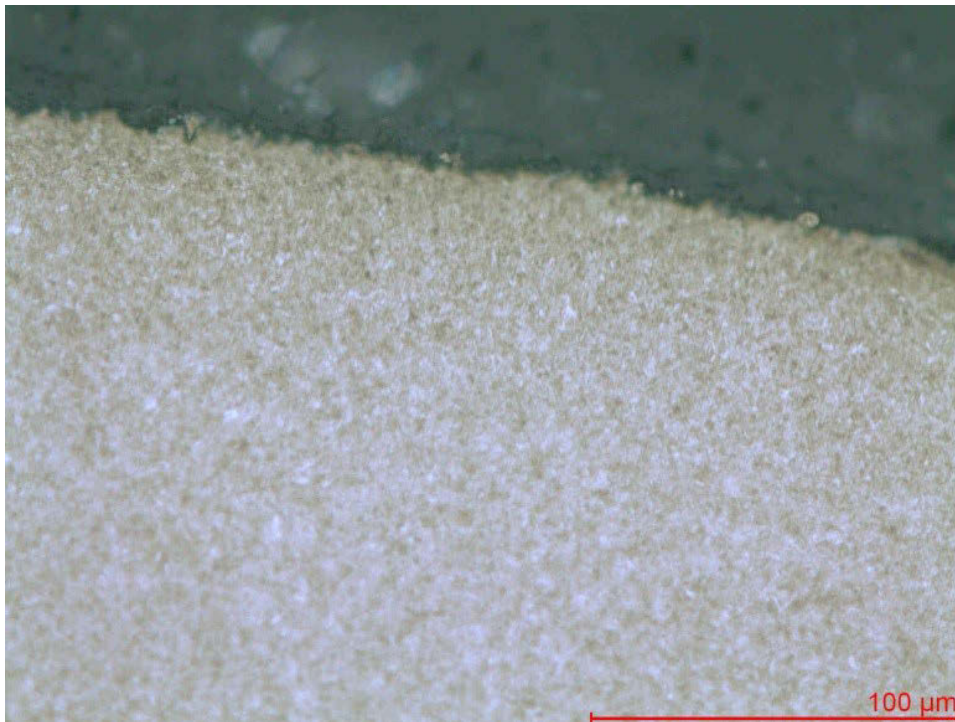


Bild 6.7: Probe 65SiCrV6 SC optimiertes Regime 2; Gefüge am Rand

## 6.4 Versuche mit Probefedern

Auf Grundlage der Untersuchung von Probefedern soll der Erfolg der Optimierung als Kombination aus Vergütung und Federanlassen dargestellt werden. Als Beispiel dienen neben Federn aus den bereits vorgestellten Proben des Materials 65SiCrV6 SC mit  $d = 4,5$  mm auch Federn desselben Materials mit  $d = 3,0$  mm (vgl. Tabelle 6.3).

Diese wurden sowohl aus Material, welches im Standard-Vergüteprozess erzeugt wurde, als auch aus optimiert vergütetem Material gleicher Ausgangscharge hergestellt. Anschließend wurden die Federn, analog zu den an Drahtproben durchgeführten Versuchen, den Federanlassregimen (Federanlasstemperatur  $T_9$  / Federanlassdauer  $t_9$ ) 300 °C / 60 min, 350 °C / 30 min, 400 °C / 15 min und 420 °C / 30 min unterzogen (vgl. auch

Tabelle 6.2). Von allen Federn wurden die statischen und dynamischen Eigenschaften ermittelt. Die Ergebnisse werden in den folgenden Abschnitten vorgestellt.



Tabelle 6.3: Vorgabe der Federgeometrie

	Geometrie 1		Geometrie 2	
$d =$	3	mm	4,5	mm
$D_a =$	21	mm	31,5	mm
$D_m =$	18	mm	27	mm
$n_t =$	6,5		6,5	
$L_0 =$	43,5	mm	65	mm
$n_f =$	0,75		0,75	
$n_{\ddot{u}} =$	0,4		0,4	

#### 6.4.1 Setzbeträge

Nach dem Federanlassen wurden alle Probefedern zunächst bei Raumtemperatur (kalt-) gesetzt und vermessen. Im Anschluss wurde die jeweilige Federkennlinie aufgenommen. Bild 6.8 zeigt die Setzbeträge der Federn mit Drahtdurchmesser  $d = 3$  mm und Bild 6.9 diejenigen der Federn mit  $d = 4,5$  mm. Alle Federn eines Anlassregimes erreichten nach dem Setzen annähernd identische Längen. [43] Auch hier kann anhand der Bilder ein direkter Vergleich zwischen den Setzbeträgen der Federn aus optimiertem und standard-vergütetem Draht vorgenommen werden. Die Setzbeträge der Federn aus optimiert-vergütetem Draht sind dabei um ca. 40 % – 60 % geringer als die der Federn, deren Draht im Standardprozess vergütet wurde. Ein Vergleich dieser Ergebnisse mit den zugehörigen fiktiven technischen Torsionsfließgrenzen  $\tau_{t0,04}^*$ , welche in Bild 6.1 dargestellt sind, zeigt, dass eine höhere fiktive Torsionsfließgrenze einen niedrigeren Setzbetrag bewirkt. Die Optimierung der fiktiven technischen Torsionsfließgrenzen  $\tau_{t0,04}^*$  zeigt sich somit als effektives Mittel, den Setzbetrag zu verringern.

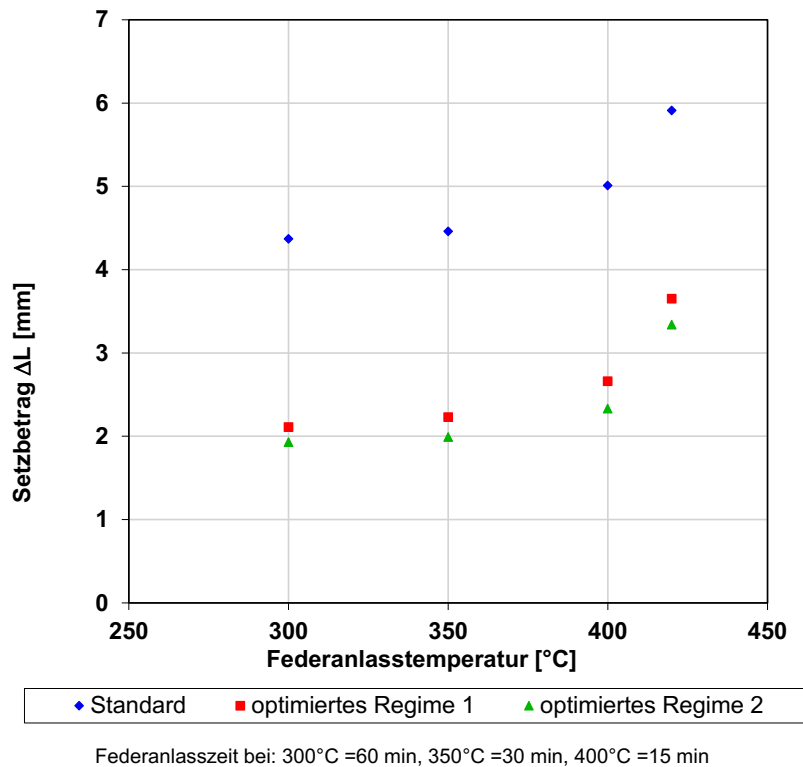


Bild 6.8: Setzbeträge an Federn aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 3$  mm

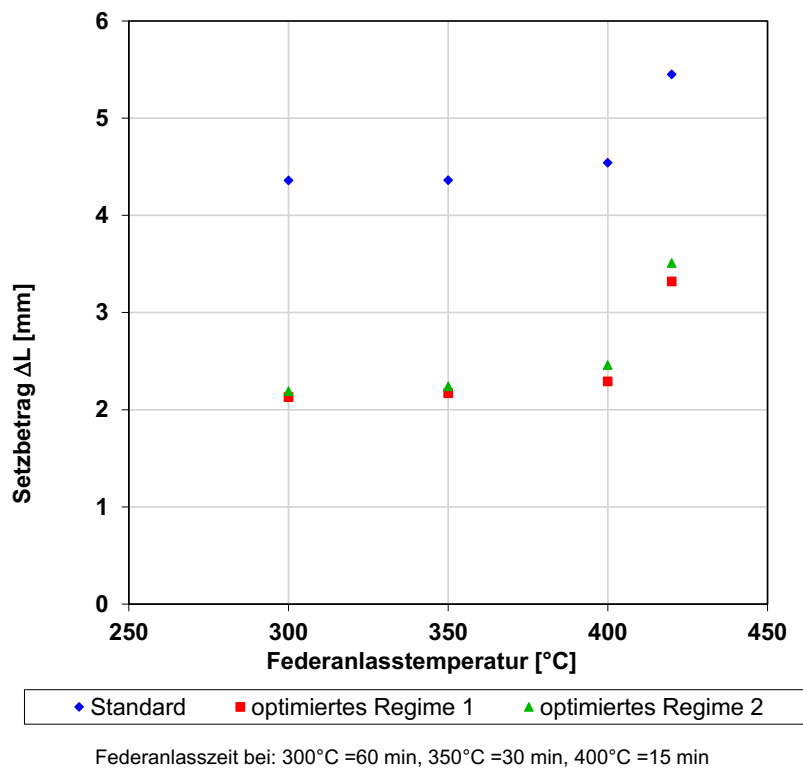


Bild 6.9: Setzbeträge an Federn aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 4,5$  mm

### 6.4.2 Relaxation

Für einen weiteren Vergleich zwischen Federn aus Standard- und optimierter Vergütung wurden an ausgewählten Federn Relaxationsversuche durchgeführt. Die nach dem Federanlassen kugelgestrahlten Federn wurden bei einer korrigierten Oberspannung von  $\tau_{ko} = 1330 \text{ MPa}$  bei  $80 \text{ °C}$  für 96 h ausgelagert. Da diese Versuche zeit- und arbeitsintensiv sind, wurde für jeden Drahtdurchmesser nur ein optimiertes Regime mit dem Standardregime verglichen.

Den in Bild 6.10 und Bild 6.11 dargestellten Ergebnissen ist kein signifikanter Zusammenhang zwischen Vergüteregime und Relaxation (Kraftverlust) zu entnehmen [43]. Hier kann kein direkter Zusammenhang zwischen der optimierten fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  und dem durch Relaxation erfolgten Kraftverlust hergestellt werden. Eine Erklärung für diese Gegebenheit kann aktuell nicht gegeben werden.

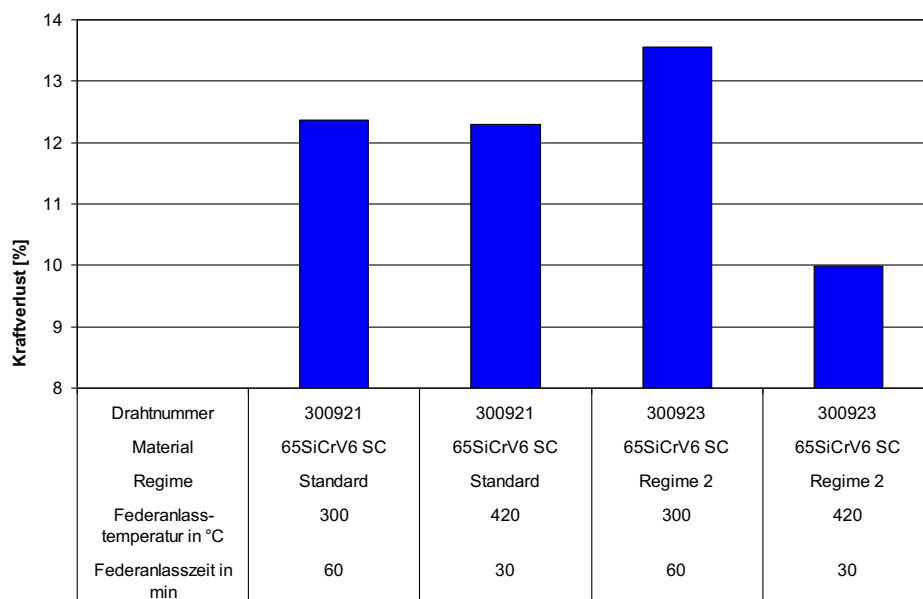


Bild 6.10: Relaxation (Kraftverlust) an Federn aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 3 \text{ mm}$  [43]

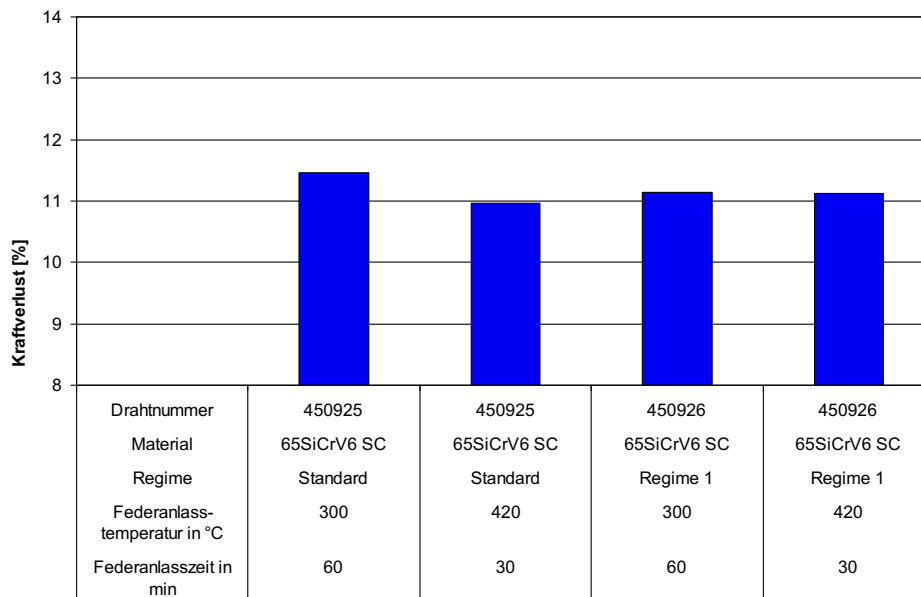


Bild 6.11: Relaxation (Kraftverlust) an Federn aus 65SiCrV6 SC mit  $d = 4,5$  mm [43]

### 6.4.3 Dauerschwingversuche

Da die Durchführung von Dauerschwingversuchen sehr zeitaufwändig und damit kostenintensiv ist, wurde je Drahtdurchmesser lediglich ein optimiertes Regime ausgewählt, um es mit dem Standardregime zu vergleichen. Die Auswahl erfolgte anhand der unter 6.2 vorgestellten Ergebnisse aus Zug- und Torsionsversuchen sowie anhand der Untersuchungen der Setzbeträge aus 6.4.1. So wurde bei den Federn aus Material mit  $d = 4,5$  mm das optimierte Regime 1 aufgrund des höheren  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnisses bei annähernd identischen Setzbeträgen gegenüber dem optimierten Regime 2 ausgewählt.

In Bild 6.12 sind die Ergebnisse von Dauerschwingversuchen der bei 420 °C 30 min angelassenen Federn mit dem Drahtdurchmesser  $d = 4,5$  mm, ausgewertet mittels einer Weibull – Lebensdaueranalyse, dargestellt. Diese Versuche wurden mit einer korrigierten Hubspannung  $\tau_{kh}$  von 1100 MPa durchgeführt. Sie sollten den Dauerfestigkeitsbereich  $> 10^7$  Lastwechsel abprüfen [43]. Die Versuche wurden bei 50 Millionen Lastwechseln abgebrochen und ausgewertet. Im Diagramm ist zwischen roten und grünen Punkten zu unterscheiden. Die roten Punkte stellen Brüche der Federn aus dem mit Standardregime vergüteten Material dar. Die grünen Punkte stellen Brüche der Federn aus mit Regime 1 optimiert vergütetem Material dar. Da bei 50 Millionen Lastwechseln bereits acht der rot dargestellten Federn gebrochen waren, jedoch nur eine der grün dargestellten, wurde der Weibullauswertung für Regime 1 ein fiktiver Bruch bei 50

Millionen Lastwechseln hinzugefügt [43]. Die Auswertung ergibt so einen T-Wert für die Anzahl der Lastwechsel bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 63,2 % bei rot von ca. 30 Millionen und bei grün von 47 Millionen Lastwechseln. Ein Vergleich mit der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  der Ausgangsdrähte (Bild 6.1) zeigt, dass die erhöhte fiktive Torsionsfließgrenze zu einer höheren Lebensdauer führt.

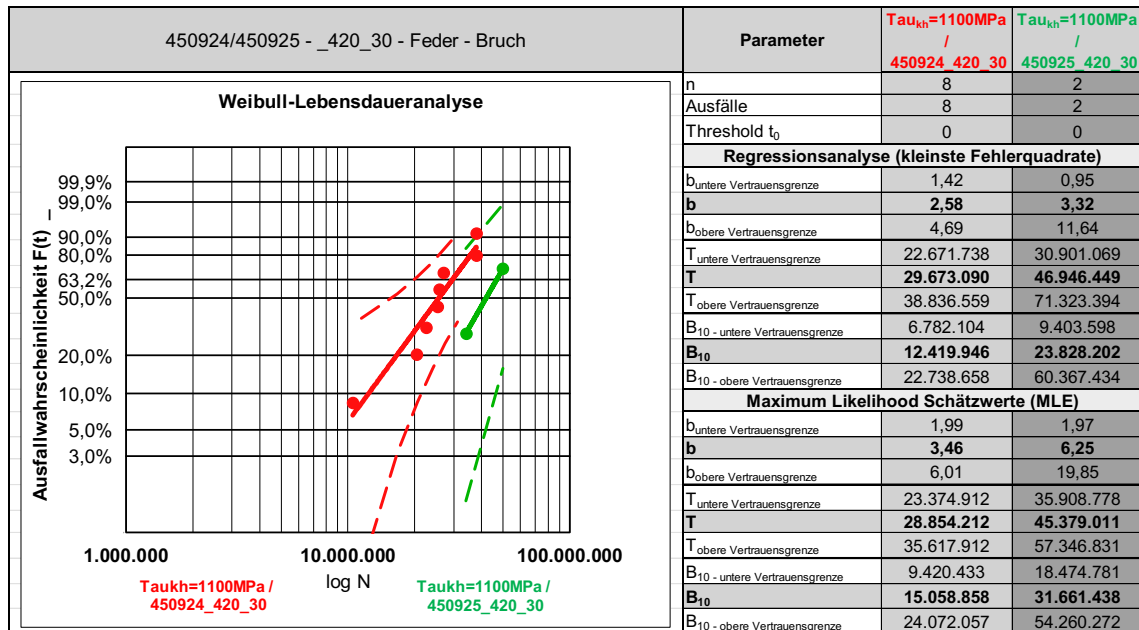


Bild 6.12: Weibull – Lebensdaueranalyse an bei 420 °C 30 min angelassenen Federn aus 65SiCrV6 SC mit Drahtdurchmesser  $d = 4,5$  mm, rot standardvergüteter Draht, grün Regime 1 [43]

Für Versuche im Zeitfestigkeitsbereich wurden die bei 420 °C 30 min angelassenen Federn mit einer korrigierten Hubspannung  $\tau_{kh}$  von 1180 MPa geschwungen [43]. In Bild 6.13 sind die Ergebnisse der Weibull – Lebensdaueranalyse dargestellt.

Auch in diesem Diagramm stellen die roten Punkte Brüche der Federn aus dem mit Standardregime vergüteten Material, die grünen Punkte Brüche der Federn aus mit Regime 1 optimiert– vergütetem Material dar. Der Abbruch der Versuche erfolgte bei 6,5 Millionen Lastwechseln. Bis zu dieser Anzahl waren zwölf Federn aus standard-vergütetem Material und neun Federn aus optimiert-vergütetem Material gebrochen. Der Vergleich des T-Wertes von rot und grün dargestellten Brüchen liefert 4 Millionen zu 5 Millionen. Auch hier ist demnach eine Steigerung der Lebensdauer von Federn aus optimiert-vergütetem Material zu erkennen.

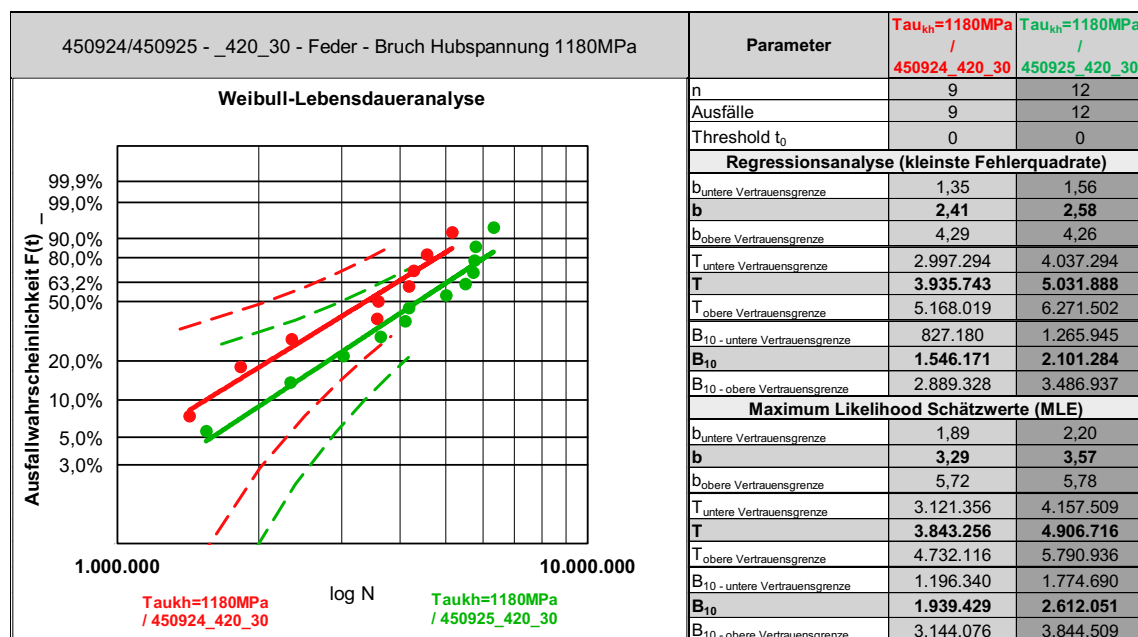


Bild 6.13: Weibull – Lebensdaueranalyse an bei 420 °C 30 min angelassenen Federn aus 65SiCrV6 SC mit Drahtdurchmesser  $d = 4,5$  mm, rot standardvergüteter Draht, grün Regime 1 [43]

Die Dauerschwingversuche an Federn aus Material mit einem Durchmesser von  $d = 3,0$  mm wurden auf einer BOSCH-Schwinge durchgeführt. Dies ermöglicht das gleichzeitige Abprüfen verschiedener Hubspannungen innerhalb einer Prüfung. Bedingt durch den Aufbau der Maschine muss jedoch zwischen einem „unteren“ und einem „oberen“ Prüfraum unterschieden werden. Hier kann es auch bei sorgfältigster Einstellung der Maschine zu geringen Hubunterschieden im dynamischen Betrieb der Maschine kommen. Die Darstellung der Brüche in Bild 6.14 und Bild 6.15 unterscheidet daher jeweils zwischen gefüllten und nicht gefüllten Punkten für „oben“ (oberer Prüfraum) und „unten“ (unterer Prüfraum). Farblich wird jeweils zwischen roten Punkten für Federn aus standard – vergütetem Material und blauen Punkten für Federn aus optimiert – vergütetem Material unterschieden.

Bild 6.14 zeigt die im Diagramm aufgetragenen erreichten Lastwechselzahlen bis zum Bruch für Federn, welche bei 420 °C für 30 min angelassen wurden. Das Diagramm zeigt im Bereich bis ca. 500.000 Lastwechsel Brüche auf, welche auf Fehler bei der Endwindungsgestaltung zurückzuführen sind [43]. Bis zum Abbruch der Prüfung bei 12 Millionen Lastwechseln zeigt sich kein signifikanter Unterschied zwischen den Federn aus standard-vergütetem und optimiert-vergütetem Material. Da die Prüfung nicht weitergeführt wurde, können diese Versuche nicht für einen Vergleich der Vergütestrategien herangezogen werden.

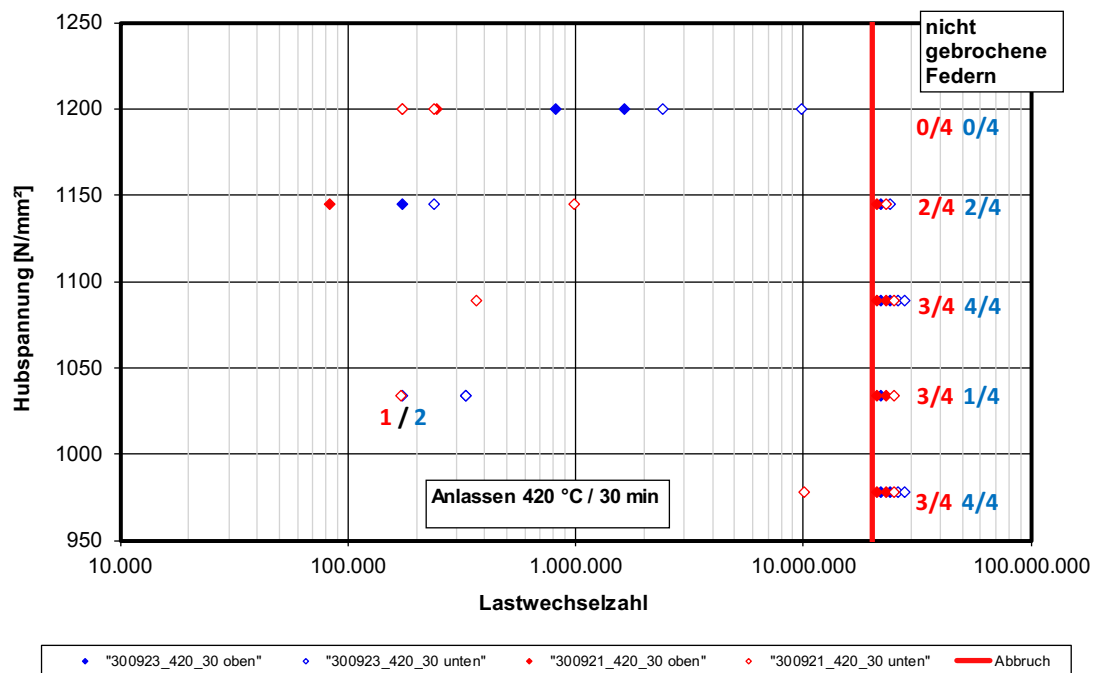


Bild 6.14: Lastwechselzahlen von bei 420 °C 30 min angelassenen Federn aus 65SiCrV6 SC mit Drahtdurchmesser  $d = 3$  mm, rot standardvergüteter Draht, blau Regime 2 [43]

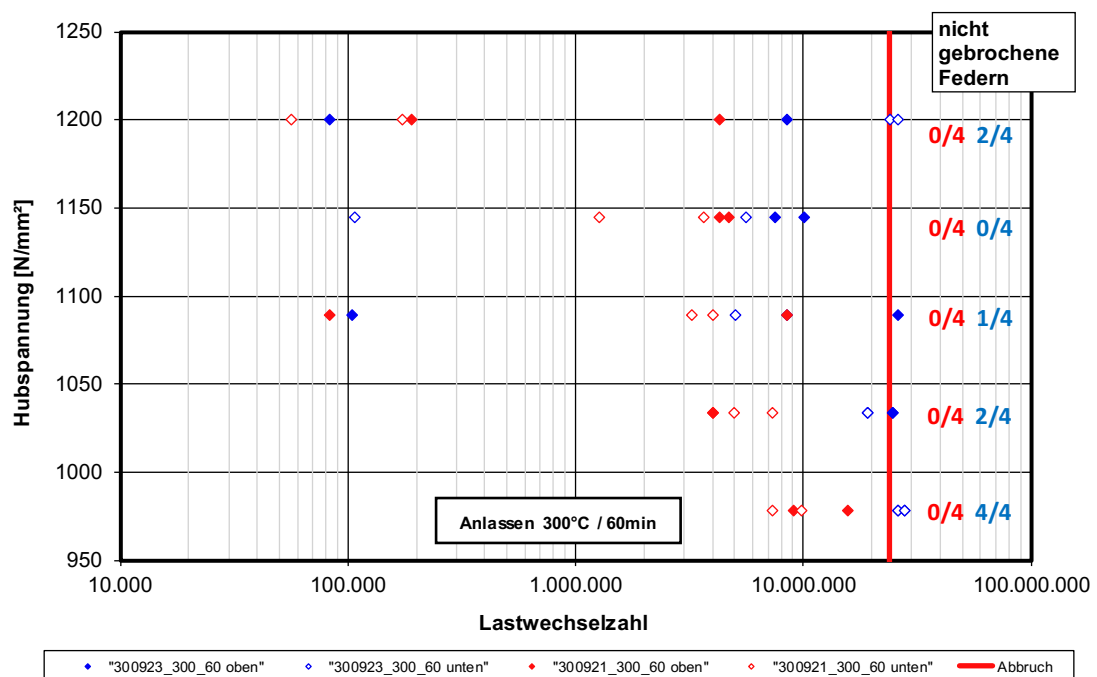


Bild 6.15: Lastwechselzahlen von bei 300 °C 60 min angelassenen Federn aus 65SiCrV6 SC mit Drahtdurchmesser  $d = 3$  mm, rot standardvergüteter Draht, blau Regime 2 [43]

Bild 6.15 zeigt die im Diagramm aufgetragenen erreichten Lastwechselzahlen bis zum Bruch für Federn, welche bei 300 °C für 60 min angelassen wurden. Auch diesem

Diagramm sind im Bereich bis ca. 500.000 Lastwechsel Brüche zu entnehmen, welche auf Fehler bei der Endwindungsgestaltung zurückzuführen sind [43]. Es zeigt sich weiterhin ein vermehrter Ausfall der Federn aus standard-vergütetem Material. Betrachtet man den Bereich der bis 12 Millionen Lastwechsel nicht gebrochenen Federn, rechts der vertikalen roten Linie, so wird ein Überwiegen der Federn aus optimiert-vergütetem Material deutlich.

Zusammengefasst kann anhand der statischen und der dynamischen Versuche an Probefedern der deutlich positive Nutzen der kombinierten Optimierung der Vergütung und des Federanlassens dargestellt werden.



## 7 Zusammenfassende Betrachtungen und Ausblick

### 7.1 Zusammenfassung

Die deutsche Federnindustrie verlangte in der Vergangenheit nach immer höher auslastbaren Drahtmaterialien. Barthold formulierte bereits 1994 die Forderung nach einer Optimierung des Vergüteprozesses mit dem Ziel einer Gefügeverbesserung [91]. Die vorliegende Arbeit geht mit der Verknüpfung des Vergüteprozesses mit der Bauteilwärmebehandlung noch einen entscheidenden Schritt weiter. Die Zielstellung war es, die höhere Auslastbarkeit von Schraubendruckfedern aus ölschlussvergütetem Federstahldraht durch eine verbesserte fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  sicherzustellen. Die Literatur hält für dieses Vorhaben keinerlei Informationen bereit. Daher wurden alle Prozessschritte der Wärmebehandlungen zunächst einzeln untersucht und die grundlegenden Mechanismen der Beeinflussung des Gefüges aufgezeigt. Die Arbeitsthese, dass die fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  unabhängig von der maximalen Zugfestigkeit  $R_m$  eingestellt werden kann, wurde anhand phänomenologischer Untersuchungen verifiziert. Es zeigte sich, dass das in der Literatur und Normung häufig angeführte Verhältnis  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  keinesfalls als konstant angesehen werden darf. Vielmehr ist eine Beeinflussung im Besonderen durch die Kombination aus Vergüteanlassen und Wärmebehandlung des Bauteils möglich. In Versuchen mit industriell gefertigten Federn aus Draht, welcher mit optimiertem Regime vergütet wurde, konnte im direkten Vergleich zu konventionell wärmebehandelten Federn ein deutlicher Zuwachs an statischer und dynamischer Auslastbarkeit nachgewiesen werden. Die erhöhte fiktive technische Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  bewirkte im direkten Vergleich deutlich niedrigere Setzbeträge der Federn, welche aus Material mit optimierten Wärmebehandlungsregimen hergestellt wurden. Zudem ließ sich eine erhöhte Lebensdauer der Federn aus optimiert hergestelltem Material in Dauerschwingversuchen nachweisen. Damit ist nachgewiesen, dass die durch Prozessoptimierung erreichte höhere Auslastbarkeit des Drahtmaterials eine Herstellung von Federn mit erhöhter Bauteillebensdauer ermöglicht.

Die Betrachtung der einzelnen Prozessschritte führte zu einer Optimierungsstrategie, welche mit geringem experimentellem Aufwand in einen industriell nutzbaren Prozess überführt werden kann. Im Vordergrund der wissenschaftlichen Betrachtungen stand hierbei vor allem die Überführbarkeit von Laborergebnissen in die Praxis. Die Ergebnisse dieser Arbeit wurden zwischenzeitlich in mehreren Industriebetrieben sehr erfolgreich

verwertet. Dies gelingt unter anderem durch die im Rahmen der Arbeit entwickelte analytische Berechnung des Gesamtprozesses. Mit deren Hilfe ist eine energetische Betrachtung der genutzten Wärmebehandlungsanlagen möglich. Die Grenzen der Erwärmungsgeschwindigkeiten und der Haltezeiten werden berechnet und visualisiert. Das dadurch erlangte Verständnis der Anlagentechnik kann genutzt werden, um Maxima der Durchlaufgeschwindigkeit zu bestimmen bzw. diese im optimierten Fall durch Anpassung der Regimeparameter einzustellen. Das optimierte Gefüge kann anschließend durch eine geeignete Kombination der folgenden Wärmebehandlungen auf eine gewünschte Auslastbarkeit hin optimiert werden.

Das entstandene Berechnungsmodell der Wärmebehandlung ermöglicht die optimale Einstellung einer vorhandenen Anlage. Es kann zudem auch als Hilfsmittel für die Arbeitsvorbereitung verwendet werden, um die maximale Auslastbarkeit der Anlage zu ermitteln. Besonders hervorzuheben ist jedoch die Möglichkeit, das Berechnungsprogramm als Werkzeug für die Auslegung einer neuen Vergüteanlage zu verwenden. Ist beispielsweise für ein Drahtmaterial der optimale Vergüteprozess ermittelt worden, so kann der Energiebedarf jeder einzelnen Heizzone der Ofenanlage für genau diesen Prozess berechnet werden. Die benötigte Heizleistung, Kühlleistung sowie sämtliche notwendigen Längen der Vergüteanlage sind mit geringem Aufwand zu bestimmen.

In Kooperationsprojekten mit der Industrie wurden durch Einsatz des in dieser Arbeit entwickelten Berechnungsmodells Steigerungen der Produktivität durch höhere Verarbeitungsgeschwindigkeiten erreicht. Ebenfalls konnte in einem bilateralen Projekt Potential für Einsparungen durch Materialsubstitution aufgezeigt werden. So könnte zukünftig ein höherwertiges Standardmaterial durch ein kostengünstigeres, aber optimal an den Anwendungsfall angepasstes Material ersetzt werden. Die Ergebnisse dürfen in dieser Arbeit aufgrund von Verschwiegenheitserklärungen nicht veröffentlicht werden.

## 7.2 Ausblick

Die Auswahl eines „optimalen“ Gefüges wurde anhand mechanischer Materialkennwerte durchgeführt. Das Hauptaugenmerk lag stets bei der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$ . Die Optimierung wurde anhand mechanischer Kennwerte aus statischen Versuchen durchgeführt und der Nachweis der ebenfalls erhöhten Lebensdauer erbracht. Eine Korrelation zwischen dynamischen und statischen Kenngrößen wurde nicht ermittelt. Reich beschreibt in [70] einen durch Wärmebehandlung erzeugten

Zuwachs des Schwellenwertes zur Ermüdungsrissoausbreitung  $\Delta K_{th}$  von bis zu 10 %. Damit geht eine Erhöhung der Lebensdauer einher. Zwischen  $\Delta K_{th}$  und den statischen Materialparametern aus dem Zug- und Torsionsversuch ist bisher kein Zusammenhang bekannt. Dies gibt eine klare Zielstellung für weiterführende Forschungsarbeiten vor. Es muss eine Optimierung des Federstahldrahtes durchgeführt werden, welche auf einen neuen Materialparameter abgestimmt ist. Dabei muss zunächst ein Zusammenhang zwischen z.B. einer Mindestduktilität und einer Kenngröße der Lebensdauer hergestellt werden. Zum jetzigen Zeitpunkt fehlt das Wissen, welche mechanischen Parameter optimiert werden müssen, um der Feder bestimmte Lebensdauer – Eigenschaften zu geben. Hier sollten auf Basis einer möglichst großen Anzahl von Dauerschwingversuchen an Federn weitere Untersuchungen erfolgen, die direkte Vergleiche von mechanischen Parametern und dynamischer Festigkeit des Bauteils bei verschiedenen Vergüte- und Wärmebehandlungsparametern erlauben.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit lassen keine Beschreibung eines eventuellen Zusammenhangs zwischen Wärmebehandlungsstrategie und Relaxationsverhalten der Feder zu. Da Relaxations- bzw. Kriecherscheinungen die Funktionserfüllung von Federn direkt beeinflussen, sollten weiterführende Arbeiten prüfen, inwieweit eine Beeinflussung von Kriechvorgängen durch gezielte Wärmebehandlung möglich ist.

Der Einsatz des Fließgrenzenverhältnisses  $\tau_{t0,04}^* / R_{p0,05}$  als Ersatz für das bisher verwendete  $\tau_{t0,04}^* / R_m$  – Verhältnis scheint auf Basis der gewonnenen Ergebnisse sinnvoll. Der Nachweis, dass das Verhältnis der fiktiven technischen Torsionsfließgrenze  $\tau_{t0,04}^*$  zur Zugfestigkeit  $R_m$  durch die Kombination aus Vergüteanlassen und Wärmebehandlung der Feder stärker beeinflusst wird als das Fließgrenzenverhältnis  $\tau_{t0,04}^* / R_{p0,05}$ , wurde in dieser Arbeit erbracht. Die Anwendung von Zugversuchen in der industriellen Materialuntersuchung bietet aufgrund der technisch einfachen Umsetzung gegenüber dem Torsionsversuch mit Feinschiebungsaufnehmer deutliche Vorteile. Künftige Arbeiten sollten sich daher weiterer Untersuchungen des Fließgrenzenverhältnisses widmen. Konkret muss geprüft werden, inwieweit die aufgeführten Ergebnisse auf weitere Materialien übertragbar sind und ob sich daraus eine Anwendung in der Draht- und Federnindustrie ableiten lässt.



## 8 Literaturverzeichnis

- [1] Goloch, R.: Downsizing bei Verbrennungsmotoren. Berlin Heidelberg New York, Springer-Verlag, 2005
- [2] Muhr, Th.: Zur Konstruktion von Ventildfedern in hochbeanspruchten Verbrennungsmotoren. Dissertation RWTH Aachen, 1992
- [3] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. Kletzin, U. u.a.: Optimierung des Festigkeits- und Umformverhaltens SiCr-legierter ölschlussvergüteter Federstahldrähte zwecks Verbesserung ihrer Verarbeitungs- und Anwendungseigenschaften. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 13654 BR, 2006
- [4] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. Kletzin, U. u.a.: Optimierung des Festigkeits- und Umformverhaltens SiCr-legierter ölschlussvergüteter Federstahldrähte zwecks Verbesserung ihrer Verarbeitungs- und Anwendungseigenschaften. In: Draht Bd. 57, S. 16-22, 2006
- [5] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. u.a.: Technologien zur Ausschussminimierung in der Schraubenfederfertigung. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 10091B, 1997
- [6] Kletzin, U.; Geinitz, V., Liebermann; K.: Technologien zur Ausschussminimierung in der Schraubenfederfertigung. In: Draht Bd. 48, S. 36-43, 1997
- [7] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. u.a.: Technologien zur Weiterentwicklung der Qualität und Verarbeitbarkeit von Federstahldraht durch Kenntnis seines Umformverhaltens. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 11517 B, 2001
- [8] Geinitz, V.: Umformverhalten von Federstahldraht. In: Draht Bd. 52, S. 36-40, 2001
- [9] Geinitz, V.: Der Einfluss mechanisch-technologischer Drahtkennwerte auf die Schraubenfederparameter. In: Freiberg, Kolloquium MEFORM 2002 zur Herstellung von Stabstahl und Draht (Tagungsband), 2002
- [10] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. u.a.: Einflüsse der End- und Übergangswindungen auf Funktion und Betriebsverhalten von kaltgeformten Schraubendruckfedern. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 12573 BR, 2004
- [11] Liebermann, K.; Geinitz, V.; Schorcht, H.-J.; Weiß, M.: Einflüsse der End- und Übergangswindungen auf Funktion und Betriebsverhalten von kaltgeformten Schraubendruckfedern. In: Draht Bd. 55, S. 32-38, 2004

- [12] Bonus, L.: Auswirkungen des Spannungsstrahlens auf die Eigenschaften von hoch vergüteten Bremsspeicher- und Torsionsfedern. Dissertation RWTH Aachen, 1994
- [13] Hornbach, D.; Lanke, E.; Breuer, D.: Optimization of Spring Performance Through Understanding and Application of Residual Stress. In: Spring, S. 56-65, 08/2001
- [14] Kloos, K.H.; Kaiser, B.: Dauerhaltbarkeitseigenschaften von Schraubendruckfedern in Abhängigkeit von Wickelverhältnis und Oberflächenzustand. In: Draht Bd. 28, S. 415-420 u. S. 539-545, 1977
- [15] Kloos, K.H.; Kaiser, B.: Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit bei unterschiedlicher Randentkohlung und verschiedenen Reinheitsgraden. In: Shot peening. 1. Int. CETIM Conference Paris, Tagungsband, S. 359-366, 1981
- [16] Kaiser, B.: Schwingfestigkeit von Federstahl unter besonderer Berücksichtigung des Reinheitsgrades und des Oberflächenzustandes. In: DVM-Tag Darmstadt, Tagungsband, S. 7-19, 1981
- [17] Kaiser, B.: Beitrag zur Dauerhaltbarkeit von Schraubenfedern unter besonderer Berücksichtigung des Oberflächenzustandes. Dissertation TH Darmstadt, 1982
- [18] Kaiser, B.: Einfluss der Oberflächengüte auf das Dauerfestigkeitsverhalten. In: Der Maschinenmarkt 88, S. 1261-1264, 1982
- [19] Müller, E.: Spannungsstrahlen von Schraubendruckfedern. In: Draht Bd. 44, S. 49-55, 1993
- [20] Müller, E.: Die Ausbildung von Eigenspannungen in Schraubenfedern. In: DVM-Tag Berlin, Tagungsband, S. 291-300, 2002
- [21] Otzen, U.: Über das Setzen von Schraubenfedern. Dissertation TH Stuttgart, 1955
- [22] Schulz, V.: Warm- und Spannungsstrahlen – Wege zur Erzeugung stabilisierter und erhöhter Druckeigenspannungen. In: DVM-Tag Berlin, Tagungsband, S. 35-39, 2002
- [23] Wanke, K.: Beitrag zum Vorsetzen (Voreinrichten) von Schraubenfedern bei Raumtemperatur bzw. bei erhöhten Temperaturen (Warmsetzen). In: Draht Bd. 15, S. 309-317, 1964
- [24] Bilgen, C.: Induktive Vergütung und thermomechanische Behandlung torsionsbeanspruchter SiCr-Federstähle. Dissertation Universität Siegen, 1998

- [25] Dahl, W.: Vorgänge im Werkstoff bei der thermomechanischen Behandlung von Stahl. In: Stahl und Eisen Bd. 111, S. 113-119, 1991
- [26] Holland, D.; Dahl, W.: Einfluss unterschiedlicher Anlassbedingungen auf die Zähigkeit hochfester Federstähle. In: Draht Bd. 43, S. 755-760, 1992
- [27] Kaiser, B.: Einfluss unterschiedlicher Anlassbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften hochfester Federstähle. In: Draht Bd. 43, S. 922-028, 1992
- [28] Lackowski, B.: Festigkeitsverhalten und Martensitmorphologie eines hochtemperatur-thermomechanisch behandelten Federstahls. In: Härterei–Technische Mitteilungen 45, S. 344-347, 1990
- [29] Lackowski, B.: Verfestigungs- und Entfestigungsverhalten von Federstahl bei der thermomechanischen Behandlung. Dissertation Universität Karl-Marx-Stadt, 1990
- [30] Macherauch, E; Vöhringer O.: Verformungsverhalten gehärteter Stähle. In: Härterei–Technische Mitteilungen 41, S. 71-89, 1986
- [31] Peters, A.; Kaspar R.: Verbesserung mechanischer Eigenschaften von Federstählen durch Mikrolegierung und thermomechanische Behandlung. Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH Düsseldorf, Abschlussbericht zu Forschungsvorhaben AiF 8979, 1995
- [32] Schraer, U.: Thermomechanische Durchlaufvergütung. In: Drahtwelt, S.22-25, 1994
- [33] Schumann, H.; Oettel, H.: Metallographie. 14. Auflage, New York, Wiley-VCH, 2005
- [34] Ohshiro, T.; Ikeda, T.; Matsuyama, H.; Okushima, S.; Oki, Y.; Iwakari, N.: Verbesserung der Dauerhaltbarkeit von Ventildraht. In: Stahl und Eisen 109, S. 1011-1015, 1989
- [35] Kawahara, J.; Tanabe, K. Bano, T. Yoshida, M.: Advance of valve spring steel. In: Wire Journal International, S. 55-61, 11/1992
- [36] Matsumoto, S.; Murai, T.; Yamao, N.: Development of electropolished steel wires with high fatigue strength for engine valve springs. In: JSAE Review 19, S. 408-410, 1995
- [37] Barthold, G.: Werkstofftechnische Entwicklungen bei Federstählen. In , Draht Bd. 46, S. 191-197, 1995
- [38] Eriksson, L. H.: Super clean steel improves the fatigue properties of valve springs. In: Transfil Europe 27, S. 50-52, 1994

- [39] Valentin, P.; Bläsius A.: Entwicklung des Reinheitsgrades von Silicium-Chrom-Federstählen. In: DVM-Tag Berlin, Tagungsband, S. 219 bis 224, 2002
- [40] Hagiwara, T.; Kawami, A.; Ueno, A., Kido, A.: Super-clean steel for valve spring quality. In: Wire Journal International, S.29-34, 04/1991
- [41] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. u.a.: Einfluss von Beschichtungen auf das Lauf- und Umformverhalten von Federstahldrähten auf Federwindeautomaten. TU Ilmenau, Abschlussbericht für gleichnamiges AVIF-Projekt, 2005
- [42] Liebermann, K.; Geinitz, V.; u.a.: Optimierung des Vergüteprozesses SiCr-legierter Federstahldrähte in Verbindung mit der Wärmebehandlung daraus zu fertigender hoch belastbarer Federn. TU Ilmenau, Forschungsantrag zu AiF-Forschungsvorhaben 15463 BR, 2008
- [43] Lux, R.; Kletzin, U.; Beyer, P.; Neudert, S.; u.a.: Optimierung des Vergüteprozesses SiCr-legierter Federstahldrähte in Verbindung mit der Wärmebehandlung daraus zu fertigender hoch belastbarer Federn. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 15463 BR, 2011
- [44] Schorcht, H.-J.; Weiß, M. u.a.: Technologien zur Herstellung von Schraubenfedern mit höherem elastischen Formänderungsvermögen und verbessertem Setzverhalten. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 11170 B, 1999
- [45] Geinitz, V.; Lutz, St.: Herstellung von Schraubenfedern mit höherem elastischen Formänderungsvermögen. In: Draht Bd. 51, S. 33-36, 2000
- [46] Meissner, M.; Schorcht, H.-J.: Metallfedern. Grundlagen, Werkstoffe, Berechnung und Gestaltung; Reihe Konstruktionsbücher. Bd. 41. Heidelberg, Springer-Verlag, 1997
- [47] Meissner, M.; Wanke, K.: Handbuch Federn . 2. Auflage, Berlin, München, Verlag Technik, 1993
- [48] Blum, T.; Sauter, D.; Tröster, T.: Die Entwicklung der Druckfeder-Windemaschine - Gestern und Heute. In: Draht Bd. 44, S. 505-515, 1993
- [49] Blum, T.: Problemlösungen für die Herstellung von Federn – Fertigungsparameter - Qualitätsforderungen. In: Weiterbildungslehrgang „Kaltgeformte Federn“ an der Technischen Akademie Esslingen. Lehrgangsunterlagen, 1996
- [50] Blum, T.: Federn und Drahtbiegeteile als Multi-Funktionselemente, Teil 1: Druckfedern. In: Draht Bd. 46, S. 496-499, 1996
- [51] Lowack; H.: Qualitätsanforderungen an die Federnindustrie. In: Draht Bd. 37, S. 475-477, 1986



- [52] Lowack, H.: Kaltgeformte Federn aus Draht – Herstellung und Toleranzen. In: Weiterbildungslehrgang „Kaltgeformte Federn“ an der Technischen Akademie Esslingen. Lehrgangsunterlagen, 1994
- [53] Grote, K.-H. ; Feldhusen, J.: Dubbel - Taschenbuch für Maschinenbau. 19. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 1997
- [54] Gross, S.: Berechnung und Gestaltung von Metallfedern. 3. Auflage, Berlin, Göttingen, Heidelberg, Springer-Verlag, 1960
- [55] Liebermann, K.: Rechnergestütztes Entwurfs- und optimierungssystem für Schraubendruckfedern. Dissertation TU Ilmenau, 2003
- [56] Geinitz, V.: Genauigkeits- und auslastungsoptimierte Schraubendruckfedern. Dissertation TU Ilmenau, 2005
- [57] Geinitz, V.: Wärmebehandlung von kaltgeformten Federn. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 17627 BR, 2015
- [58] W. Jäniche, u.a.: Werkstoffkunde Stahl. , Hrsg.: Verein Deutscher Eisenhüttenleute, 1984
- [59] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. 10. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 2008
- [60] Radaj, D.: Ermüdungsfestigkeit, Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau. Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 2002
- [61] Kaiser, B.; Berger, C.: Untersuchungen der Dauerfestigkeit von Schraubenfedern im Bereich extrem hoher Schwingungszahlen. TU Darmstadt, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben IGF 15064 N, 2010
- [62] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit, Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 2002
- [63] Reich, R.: Möglichkeiten und Grenzen bei der Auslegung von Schraubendruckfedern auf Basis von Umlaufbiegeprüfungen. Dissertation TU Ilmenau, 2016
- [64] Enghag, P.: Steel Wire Technology. 4. Auflage, Orebro, Materialtechnik HB, 2009
- [65] Pomp, A.: Stahldraht. Düsseldorf, Verlag Stahleisen M. B. H., 1952
- [66] Schneider, F.; Lang, G.: Stahldraht: Herstellung und Anwendung. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1973
- [67] Liedtke, D.; u.a.: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I, Grundlagen und Anwendungen. 8. Auflage, Renningen, Expert-Verlag, 2010

- [68] Reinbold, H.; Gescheke, D.; u.a.: Stähle und ihre Wärmebehandlung, Werkstoffprüfung. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1973
- [69] Weiß, M.; Geinitz, V. u.a.: Ermittlung von funktions- und fertigungsrelevanten Federdrahtkennwerten (E- und G-Modul). TU Ilmenau, Abschlussbericht zu Forschungsthema: AiF 14306 BR, 2007
- [70] Reich, R.; Kletzin, U.: Betriebsfeste Auslegung von Schraubendruckfedern unter Verwendung dynamischer Materialkennwerte aus Umlaufbiegeprüfungen. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF Projekt 16999BR, 2013
- [71] Weiß, M.; Geinitz, V. u.a.: Funktions- und fertigungsrelevante Kennwerte für Federstahldraht und Federband. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu Forschungsthema: AiF 16217 BR, 2010
- [72] Geinitz, V., Weiß, M., Kletzin, U., Beyer, P., Liebermann, K.: Anstieg der elastischen Kennlinie aus dem Zug- und Torsionsversuch. In: Tagungsband Werkstoffprüfung, Fachtagung in Berlin, 2011
- [73] Lux, R.; Geinitz, V. u.a.: Langzeitstabilität der mechanischen Parameter patentiert-gezogener Stahldrähte. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu Forschungsthema: AiF 17043 BR, 2013
- [74] Obstfelder, M.: Konzeption und Konstruktion eines kostenoptimierten Umlaufbiegeprüfstandes mit mehreren Prüfstationen. Bachelorarbeit TU Ilmenau, 2013
- [75] Linß, G.: Statistiktraining im Qualitätsmanagement. München, Hanser, 2006
- [76] Reich, R.: Lebensdauervorhersage von Schraubendruckfedern. TU Ilmenau, Abschlussbericht zu AiF-Forschungsvorhaben 17627 BR, 2010
- [77] Lux, R.; u.a.: Möglichkeiten zur Prüfung und Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften von ölschlussvergüteten Federstahldrähten durch Wärmebehandlungsprozesse. In: Konstruktion, Werkstoffentwicklung und Schadensanalyse / Tagung Werkstoffprüfung, Tagungsband, S. 107-112, 2010
- [78] Lux, R.; u.a.: Prüfverfahren für Drähte mit speziellen Anforderungen. In: Innovation und Entwicklungstendenzen beim Drahtmaterial / Ilmenauer Drahttag, Tagungsband, S. 107-115, 2015
- [79] Liebermann, K.; Beyer, P.: Neue Versuchstechnik zur Bestimmung von Federdraht- und Federkennwerten. In: VDI-Tag Federn, 2006 Ilmenau, Tagungsband, 2006

- [80] Lux, R.; Kletzin, U.: Optimierung der Wärmebehandlung von SiCr-legierten Federstahldrähten, sowie daraus hergestellter Schraubendruckfedern zur Sicherung eines fertigungsgerechten Umformverhaltens und der Erzeugung hoch belastbarer Endprodukte. In: Neueste Erkenntnisse zu Funktion, Berechnung, Prüfung und Gestaltung von Federn und Werkstoffen / Ilmenauer Federntag, S. 23-30, 2010
- [81] Sander, M.: Thermofluidodynamische Simulation des Vergüteprozesses von ölschlussvergüteten Federstahldrähten. Diplomarbeit TU Ilmenau, 2008
- [82] Gesellschaft, VDI: VDI-Wärmeatlas: Berechnungsblätter für den Wärmeübergang. 5. Auflage, Düsseldorf, VDI-Verlag GmbH, 1988
- [83] Incropera, Frank P.; DeWitt, David P.: Fundamentals of Heat and Mass Transfer. 4. Auflage, New York, John Wiley & Sons, 1996
- [84] Grigull, U.: Die Grundgesetze der Wärmeübertragung. 3. Auflage, Berlin, Springer-Verlag, 1988
- [85] Bronstein, I.N.; Semendjajew, K.A.; Musiol G.; Mühlig H.: Taschenbuch der Mathematik. 5. Auflage, Thun, Verlag Harri Deutsch, 2001
- [86] Wagner, W.: Wärmeübertragung Grundlagen. 6. Auflage, Würzburg, Vogel Buchverlag, 2004
- [87] Laux, W.: ZTA- und ZTU-Schaubilder für die Wärmebehandlung: Grundlagen und Anwendung. Berlin, Verlag Technik, 1977
- [88] Nelle, S.: Computer gestützte Simulation von Prozessen der Wärmebehandlung an real gestalteten Bauteilen. Düsseldorf, VDI-Verlag GmbH, 1996
- [89] Höhne, G. W. H.; u.a.: Differential scanning calorimetry: an introduction for practitioners; with 13 tables. Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 1996
- [90] Rössler, A.: Schwingfestigkeitsverhalten von SiCr-Federstählen nach einer mechanischen Oberflächenbehandlung und Warmauslagerung. Dissertation TU München, 2002
- [91] Barthold, G.; Rakowski, F.: Neue werkstoffkundliche Entwicklungen beim Ventiltfederstahl. In: DVM-Tag Die Feder, Tagungsband, S. 133-144, 1994
- [92] Bläsius, A.; Jakob, M.; Groß, S.: Neue Entwicklungen bei Federstählen für hochbeanspruchte Fahrzeugtragfedern. In: DVM-Tag Die Feder, Tagungsband, 1994
- [93] Hempel, M.: Über einige technologische Einflüsse auf die Dauerschwingfestigkeit von Stählen. In: Draht Bd. 11, S. 589-600, 1960

- [94] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: Metalle, Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen. 5. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 2006
- [95] Zimmermann, R.: Metallurgie und Werkstofftechnik. 2. Auflage, Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1989
- [96] Wegst, C. W.: Stahlschlüssel Taschenbuch. 19. Auflage, Marbach/N., Verl. Stahlschlüssel Wegst, 2001
- [97] Lux, R.: Manufacturing highly loadable helical springs through optimization of tempering processes in both spring steel wire and spring production. In: Cab-Wire Conference, Tagungsband, 2011
- [98] Heinritz, J.: Laborversuche zur Hochtemperatur-Stückvergütung von Federstahldraht mit dem Ziel den Vergüteprozess zu optimieren. Facharbeit Goethe-Gymnasium Ilmenau, 2011
- [99] Hartwig, M.: Aufbau einer Ventulfederdraht-Fertigung inklusive der prozessrelevanten Steps. In: Innovation und Entwicklungstendenzen beim Drahtmaterial / Ilmenauer Drahttag, Tagungsband, S. 12-22, 2015
- [100] Davies, J.: Induction Heating Handbook. London, McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1979
- [101] Wagstaff, M.: Single and multi-wire induction heating in the wire industry. In: WIRE Journal International Bd. 38, S. 52-55, 2005
- [102] Zülich, M.: Anwendungsgebiete der induktiven Erwärmung im Bereich der Kunststoffverarbeitung. In: 21. Stuttgarter Kunststoff-Kolloquium, Tagungsband, 2009
- [103] Heyer, T.: Konzeption und Konstruktion einer induktiven Erwärmungsbaugruppe für Federstahldrähte. Bachelorarbeit TU Ilmenau, 2011
- [104] Cope, B.: New Oil Tempering Line Improves Wire Surface Temper Oxide Scale and Lubricity. In: Springs Vol. 39, S. 103-105, 2000
- [105] Eckstein, H.-J.; u.a.: Technologie der Wärmebehandlung. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1987
- [106] Kieselstein, J.: Ziehschälen zur Verbesserung der Drahtqualität im Automobilbau. In: Innovation und Entwicklungstendenzen beim Drahtmaterial / Ilmenauer Drahttag, Tagungsband, S. 54-63, 2015
- [107] Zieger, H.: Berechnung der Erwärmdauer für Wärmebehandlungsprozesse. In: Neue Hütte Bd. 27, S. 134-138, 1982

- [108] Hahm, C.: FEM-Simulation der Aufwärm- und Abkühlprozesse während der Wärmebehandlung von Schraubendruckfedern. Diplomarbeit TU Ilmenau, 2011
- [109] Stitzelberger-Jakob, P. : Härtevorbestimmung mit Hilfe des Benetzungsablaufes beim Tauchkühlen von Stählen. Dissertation TU München, 1990
- [110] Spur, G.: Handbuch der Fertigungstechnik Band 4/2 Wärmebehandeln. München, Wien, Carl Hanser Verlag, 1987
- [111] Hollomon, H.J. und Jaffe, L.D.: Time-temperature Relations in Tempering Steel. In: Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgy Engineering (A.I.M.E.) New York Meeting, , 02/1945
- [112] Bach W. : Die Scherdel Federfiebel. Marktredwitz, Scherdel, 2010
- [113] Berntsson, T.; Jarl, M.: Material Properties of Induction Tempered High Tensile Valve Spring Wire. In: Steel Research Int. Bd. 77, S. 836-843, 2006
- [114] Pitts, D. R.; Sissom, L. E. : Heat Transfer. 2. Auflage, New York, Schaum's Outline Series, McGraw-Hill, 1997
- [115] Müller, U.; Ehrhard, P.: Freie Konvektion und Wärmeübertragung. 3. Auflage, Heidelberg, C.F. Müller Verlag, 1999
- [116] Weiß, M.; Schorcht, H.-J.; Kletzin, U.; u.a.: : Zwischenbericht zum AiF-Forschungsthema Ermittlung von funktions- und fertigungsrelevanten Federdrahtkennwerten (E- und G-Modul). Florstadt, 3/2006
- [117] Liebermann, K.; Schorcht, H.-J.; Weiß, M.; Kletzin, U.: Optimization of strength and forming behavior of SiCr-alloyed oil hardened spring steel wire. In: International Wire & Cable Conference, Tagungsband, S. 1-13, 2007
- [118] Heinke, J.: Ein Beitrag zu Dauerfestigkeit kaltgeformter Federn. Dissertation, 1978
- [119] Fischer, U.: Tabellenbuch Metall. 42. Auflage, Haan, Europa-Lehrmittel , 2002
- [120] anonym: Anwendungsvorteile der Technologie der induktiven Erwärmung bei der Behandlung von Drahtprodukten. In: EuroWire Bd. 10, S. 132-136, 2007

## 8.1 Verwendete Normen

- [121] DIN EN 13906-1: Zylindrische Schraubenfedern aus runden Drähten und Stäben - Berechnung und Konstruktion - Teil 1: Druckfedern, 2013-11

- [122] DIN EN 10270-1 Stahldraht für Federn - Teil 1: Patentiert gezogener unlegierter Federstahldraht, 2012-01
- [123] DIN EN 10270-2 Stahldraht für Federn Teil 2: Ölschlussvergüteter Federstahldraht, 2012-01
- [124] DIN 10270-3 Stahldraht für Federn - Teil 3: Nichtrostender Federstahldraht, 2012-01
- [125] DIN EN 10020 Begriffsbestimmungen für die Einteilung der Stähle, 2000-07
- [126] ISO 1143: Metallische Werkstoffe - Ermüdungsversuch mit Biegebeanspruchung am umlaufenden Stab, 2010-11
- [127] DIN 50113: Prüfung metallischer Werkstoffe; Umlaufbiegeversuch, 1982-03
- [128] DIN 51220: Werkstoffprüfmaschinen - Allgemeines zu Anforderungen an Werkstoffprüfmaschinen und zu deren Prüfung und Kalibrierung, 2003-08
- [129] DIN 50100: Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile, 1978-02
- [130] EN 10052: Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, 1994-01
- [131] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 2009-12
- [132] ASTM E11-97: Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus and Chord Modulus, 1997
- [133] ASTM E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2013

## 8.2 Zitierte Patente

- [134] Joh. Pengg AG: Verfahren zur Herstellung eines vergüteten Stahldrahtes für federnde Elemente, Federstahldraht und Federn aus diesem. AT 507 385 B1 2011-03-15

## Anhang A Versuchspläne

Tabelle A.1: Versuchsplan zu Bild 3.16 und Bild 3.17

Material: 65SiCrV6 SC, $d=4,5\text{mm}$ ; Variation der Austenitisierungsdauer					
Temperatur Ofen	Zeit Ofen	Temperatur Bleibad	Zeit Bleibad	Temperatur Federanlassen	Zeit Federanlassen
[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min]
940	70	440	132	350	30
940	80				
940	90				
940	100				
940	110				
940	120				
940	130				
880	100	440	132	350	30
880	110				
880	120				
880	130				
880	140				
880	150				
880	160				

Tabelle A.2: Versuchsplan zu Bild 3.19 und Bild 3.20

Material: 65SiCrV6 SC, $d=4,5\text{mm}$ ; Variation der Austenitisierungsdauer					
Temperatur Ofen	Zeit Ofen	Temperatur Bleibad	Zeit Bleibad	Temperatur Federanlassen	Zeit Federanlassen
[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min]
970	40	440	132	ohne	ohne
	50				
	60				
	70				
	80				
	90				
	100				
	110				
	120				
	130				
	140				

Tabelle A.3: Versuchsplan zu Bild 3.24 und Bild 3.25

Material: 65SiCrV6 SC, $d=4,5\text{mm}$ ; Variation der Austenitisierungsdauer bei induktiver Vergütung					
Temperatur Ofen	Zeit Ofen	Temperatur Bleibad	Zeit Bleibad	Temperatur Federanlassen	Zeit Federanlassen
[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min]
880	15	440	132	350	30
	20				
	25				
	30				
	35				
	40				
	45				
	50				
	55				
	60				

Tabelle A.4: Versuchsplan zu Bild 3.45 und Bild 3.46

Material: 65SiCrV6 SC, $d=4,5\text{mm}$ ; Variation der Vergüteanlassdauer bei induktiver Vergütung					
Temperatur Ofen	Zeit Ofen	Temperatur Bleibad	Zeit Bleibad	Temperatur Federanlassen	Zeit Federanlassen
[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min]
880	30	440	30	350	30
			60		
			90		
			120		
			180		
			240		



Tabelle A.5: Versuchsplan zu Bild 4.7 und Bild 4.8

Material: 65SiCrV6 SC, $d=4,5\text{mm}$ ; Variation des Federanlassens					
Temperatur Ofen	Zeit Ofen	Temperatur Bleibad	Zeit Bleibad	Temperatur Federanlassen	Zeit Federanlassen
[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[min}
880	150	430	180	ohne	
				300	15
					30
					60
				350	15
					30
					60
				400	15
					30
					60

## Anhang B Steuertabelle des Berechnungsmodells

Austenitisierungsofen															
Ader-Nr.	d [mm]	v [mm/min]	T <sub>au</sub> [°C]	T <sub>a3</sub> [°C]	m [kg/h]	Zone1		Zone2		Zone3		Zone4		L <sub>gas</sub> bei T <sub>au</sub> [m]	T <sub>Austritt</sub> [°C]
Ader 1	4,5	3,0	880	838	22,3	P1	2,52	P1	0,43	P1	0,08	P1	-0,54	7,3	767,3
Ader 2	4,5	4,0	880	838	29,8	P2	3,17	P2	0,71	P2	0,14	P2	-0,65	7,8	781,3
Ader 3	4,5	6,0	880	838	44,7	P3	3,33	P3	1,71	P3	0,68	P3	-0,59	12,9	814,3
Ader 4	4,5	8,0	880	838	59,5	P4	3,53	P4	2,30	P4	1,22	P4	-0,55	v zu hoch!	808,3
Ader 5	4,5	12,0	880	838	89,3	P5	3,71	P5	2,95	P5	2,06	P5	-0,39	v zu hoch!	752,0
Ader 6	4,5	14,0	880	838	104,2	P6	3,76	P6	3,13	P6	v zu hoch!	P6	-0,31	v zu hoch!	715,3
Ader 7	4,0	6,5	880	838	38,2	P7	3,00	P7	1,43	P7	0,53	P7	-0,55	12,0	812,6
Ader 8	5,0	6,5	880	838	59,7	P8	3,77	P8	2,33	P8	1,15	P8	-0,61	v zu hoch!	812,3
Ader 9	6,0	6,5	880	838	86,0	P9	4,47	P9	3,19	P9	1,91	P9	-0,62	v zu hoch!	794,4
Ader 10	6,5	6,5	880	838	100,9	P10	4,80	P10	3,60	P10	2,31	P10	-0,61	v zu hoch!	780,5
Summe:					634,7										
						P <sub>ges</sub>	36,1	P <sub>ges</sub>	21,8	P <sub>ges</sub>	v zu hoch	P <sub>ges</sub>	benötigte Leistung: korrigierte Ofengesamtlänge [m]: 14,0		
						P <sub>ges</sub>	59,4	P <sub>ges</sub>	44,1	benötigte Leistung:		verfügbare Leistung:			

In MS Excel werden die hier abgebildeten Anlagenteile *Austenitisierungsofen, Ölbad, Bleibad und Wasserbad* hintereinander dargestellt.

Der Nutzer muss in den gelben Feldern die Materialdaten bzw. die Regeltemperaturen eingeben. Die grünen Felder geben anschließend die Leistungsaufnahme des Drahtes in der jeweiligen Prozesszone bzw. die beim Austritt aus der Zone erreichte Temperatur an. Liegt die Leistungsaufnahme des Drahtes bzw. der Drähte über der für diese Zone verfügbaren Leistung, färbt sich das Feld rot und gibt „v zu hoch!“ aus. Auf diese Weise kann z.B. in der Arbeitsvorbereitung überprüft werden, ob die Beschickung des Ofens optimal gewählt wurde.

Ölbad										
T <sub>Eintritt</sub> [°C]	Regeltemperatur [°C]		T <sub>Austritt</sub> [°C]							
758,7	P <sub>Ö1</sub>	-2,32	54,6	P <sub>Ö1</sub>						
774,3	P <sub>Ö2</sub>	-3,20	50,0	P <sub>Ö2</sub>						
809,4	P <sub>Ö3</sub>	-4,96	73,2	P <sub>Ö3</sub>						
804,6	P <sub>Ö4</sub>	-6,48	84,1	P <sub>Ö4</sub>						
749,9	P <sub>Ö5</sub>	-8,65	100,7	P <sub>Ö5</sub>						
713,7	P <sub>Ö6</sub>	v zu hoch!	124,8	P <sub>Ö6</sub>						
807,4	P <sub>Ö7</sub>	-4,24	69,4	P <sub>Ö7</sub>						
808,3	P <sub>Ö8</sub>	-6,55	82,1	P <sub>Ö8</sub>						
791,3	P <sub>Ö9</sub>	v zu hoch!	92,3	P <sub>Ö9</sub>						
777,7	P <sub>Ö10</sub>	v zu hoch!	101,4	P <sub>Ö10</sub>						
					P <sub>ges</sub>	v zu hoch	P <sub>ges</sub>	-108	benötigte Leistung:	
					P <sub>ges</sub>	-108	P <sub>ges</sub>	-108	verfügbare Leistung:	

Wasserbad					
T <sub>Eintritt</sub> [°C]	[KW]	T <sub>Eintritt</sub> [°C]	Regeltemperatur [°C]	T <sub>ausritt</sub> [°C]	
355,5	-1,01	P <sub>Wasser,1</sub>	20	20,0	
380,3	-1,45	P <sub>Wasser,2</sub>		20,0	
399,3	-1,70	P <sub>Wasser,3</sub>		125,5	
411,7	-1,95	P <sub>Wasser,4</sub>		179,5	
424,7	-2,27	P <sub>Wasser,5</sub>		247,1	
428,6	-2,38	P <sub>Wasser,6</sub>		269,8	
396,1	-1,51	P <sub>Wasser,7</sub>		111,9	
408,6	-2,04	P <sub>Wasser,8</sub>		165,6	
416,7	-2,58	P <sub>Wasser,9</sub>		205,3	
419,8	-2,84	P <sub>Wasser,10</sub>		221,8	

Bleibad					
T <sub>Eintritt</sub> [°C]	[KW]	Niederhalter Blei bei [m]	Zeit im Bleibad [s]	T <sub>Ausritt</sub> [°C]	
49,0	1,28	9,0	180,0	453,0	
46,1	1,75	7,0	135,0	453,0	
68,3	2,42	7,0	90,0	453,0	
79,5	3,13	7,0	67,5	453,0	
96,5	4,48	7,0	45,0	453,0	
119,9	4,90	7,0	38,6	453,0	
64,5	2,09	7,0	83,1	453,0	
77,4	3,16	7,0	83,1	453,0	
87,8	4,42	7,0	83,1	453,0	
96,6	5,07	7,0	83,1	453,0	

P <sub>ges</sub>	-19,7
P <sub>ges</sub>	-72

benötigte Leistung:  
verfügbare Leistung:

P <sub>ges</sub>	32,7
P <sub>ges</sub>	131

benötigte Leistung:  
verfügbare Leistung:



## Liste der bisher erschienenen Bände, Stand 02.08.2018

### Bericht aus dem Institut für Maschinenelemente und Konstruktion (IMK), 1990 – 2010

- Band 1**      **Institut für Maschinenelemente und Konstruktion der TU Ilmenau (Hrsg.):**  
Forschung und Lehre im Institut für Maschinenelemente und Konstruktion  
(Institutsbericht)  
Ilmenau : ISLE, 1999. - ISBN 3-932633-37-7
- Band 2**      **Spiller, Frank:**  
Möglichkeiten der rechentechnischen Umsetzung von Erkenntnissen aus der Konstruktions-systematik unter Nutzung der Featuretechnologie  
(Dissertation TU Ilmenau 1998)  
Ilmenau : ISLE, 1998. - ISBN 3-932633-20-2
- Band 3**      **Leibl, Peter:**  
Entwicklung eines featureorientierten Hilfsmittels für die Konstruktion kostengünstiger Produkte  
(Dissertation TU Ilmenau 1998)  
Ilmenau : ISLE, 1998. - ISBN 3-00-003695-4
- Band 4**      **Lutz, Steffen:**  
Kennlinie und Eigenfrequenzen von Schraubenfedern  
(Dissertation TU Ilmenau 2000)  
Ilmenau : ISLE, 2000. - ISBN 3-932633-47-4
- Band 5**      **Kletzin, Ulf:**  
Finite-Elemente-basiertes Entwurfssystem für Federn und Federanforderungen  
(Dissertation TU Ilmenau 2000)  
Ilmenau : ISLE, 2000. - ISBN 3-932633-48-2
- Band 6**      **Volz, Andreas K.:**  
Systemorientierter Karosserie-Konzeptentwurf am Beispiel der Crashesimulation  
(Dissertation TU Ilmenau 1998)  
Ilmenau : ISLE, 2000. - ISBN 3-932633-52-0
- Band 7**      **Brix, Torsten:**  
Feature- und constraint-basierter Entwurf technischer Prinzipie  
(Dissertation TU Ilmenau 2001)  
Ilmenau : ISLE, 2001. - ISBN 3-932633-67-9

- Band 8**      **Rektor der TU Ilmenau und Institut für Maschinenelemente und Konstruktion der TU Ilmenau (Hrsg.) in Zusammenarbeit mit Carl Zeiss Jena GmbH**  
Vom Arbeitsblatt zum virtuellen Prototyp – 50 Jahre  
Konstruktionssystematik  
(Institutsbericht)  
Ilmenau : ISLE, 2002. - ISBN 3-932633-68-7
- Band 9**      **Liebermann, Kersten:**  
Rechnergestütztes Entwurfs- und Optimierungssystem für  
Schraubendruckfedern  
(Dissertation TU Ilmenau 2003)  
Ilmenau : ISLE, 2003. - ISBN 3-932633-74-1
- Band 10**     **Meissner, Manfred; Denecke, Klaus:**  
Die Geschichte der Maschinenelemente als Fachgebiet und Institut an der  
Technischen Universität Ilmenau von 1953 bis 2003  
(Institutsbericht)  
Ilmenau : ISLE, 2003. - ISBN 3-932633-82-2
- Band 11**     **Geinitz, Veronika:**  
Genauigkeits- und auslastungsoptimierte Schraubendruckfedern  
(Dissertation TU Ilmenau 2006)  
Ilmenau : ISLE, 2006. - ISBN 3-938843-11-X
- Band 12**     **Institut für Maschinenelemente und Konstruktion (Hrsg.):**  
Festschrift zum Ehrenkolloquium anlässlich der Emeritierungen von Univ.-  
Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. Günter Höhne und Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil.  
Hans-Jürgen Schorcht  
(Institutsbericht)  
Ilmenau : ISLE, 2005. -ISBN 3-932633-97-0
- Band 13**     **Wittkopp, Tobias:**  
Mehrkörpersimulation von Schraubendruckfedern  
(Dissertation TU Ilmenau 2005)  
Ilmenau : ISLE, 2005. - ISBN 3-938843-07-1
- Band 14**     **Frank, Stefan:**  
Justierdrehen – eine Technologie für Hochleistungsoptik  
(Dissertation TU Ilmenau 2007)  
Ilmenau : ISLE, 2008. - ISBN 978-3-938843-35-4
- Band 15**     **Schilling, Thomas:**  
Augmented Reality in der Produktentstehung  
(Dissertation TU Ilmenau 2008)  
Ilmenau : ISLE, 2008. - ISBN 978-3-938843-42-0
- Band 16**     **Lotz, Markus:**  
Konstruktion von Messspiegeln hochgenauer Mess- und  
Positioniermaschinen  
(Dissertation TU Ilmenau 2009)  
Ilmenau : ISLE, 2009. - ISBN 978-3-938843-46-8

- [Band 17] Hackel, Tobias:**  
Grundlegende Untersuchungen zu vertikalen Positioniersystemen für Nanopräzisionsmaschinen  
(Dissertation TU Ilmenau 2010)  
Münster, Westf : Monsenstein und Vannerdat, 2010. - ISBN 978-3-86991-111-3
- [Band 18] Frank, Thomas:**  
Konzeption und konstruktive Gestaltung der Messkreise von Nanomessmaschinen  
(Dissertation TU Ilmenau 2010)  
Münster, Westf : Monsenstein und Vannerdat, 2010. - ISBN 978-3-86991-194-6

### **Berichte aus dem Institut für Maschinen- und Gerätekonstruktion (IMGK), 2010 - ...**

- Band 19 Sondermann, Mario:**  
Mechanische Verbindungen zum Aufbau optischer Hochleistungssysteme  
(Dissertation TU Ilmenau 2010)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2011. - ISBN 978-3-939473-94-7
- Band 20 Husung, Stephan:**  
Simulation akustischer Produkteigenschaften unter Nutzung von Virtual Reality während der Produktentwicklung  
(Dissertation TU Ilmenau 2011)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2012. - ISBN 978-3-86360-026-6
- Band 21 Dobermann, Dirk:**  
Stabilisierung der Bildlage abbildender optischer Systeme  
(Dissertation TU Ilmenau 2012)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2013. - ISBN 978-3-86360-056-3
- Band 22 Taubmann, Peter:**  
Analyse der Ventildfederbewegung als Beitrag zur Beeinflussung der Verschleißursachen an den Auflageflächen  
(Dissertation TU Ilmenau 2013)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2013. - ISBN 978-3-86360-059-4
- Band 23 Erbe, Torsten:**  
Beitrag zur systematischen Aktor- und Aktorprinzipauswahl im Entwicklungsprozess  
(Dissertation TU Ilmenau 2013)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2013. - ISBN 978-3-86360-060-0
- Band 24: Ginani, Luciano Selva**  
Optical Scanning Sensor System with Submicron Resolution  
(Dissertation TU Ilmenau 2013)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2013. - ISBN 978-3-86360-068-6

- Band 25: Heidler, Nils**  
Untersuchungen zylindrischer Gasführungselemente für  
Hochvakuumanwendungen  
(Dissertation TU Ilmenau 2015)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2016. - ISBN 978-3-86360-130-0
- Band 26: Reich, René**  
Möglichkeiten und Grenzen bei der Auslegung von Schraubendruckfedern  
auf Basis von Umlaufbiegeprüfungen  
(Dissertation TU Ilmenau 2016)  
Ilmenau : Univ.-Verl. Ilmenau, 2016. - ISBN 978-3-86360-139-3
- Band 27: Resch, Jens**  
Kontextorientierte Entwicklung und Absicherung von festen  
Verbindungen im Produktentstehungsprozess der Automobilindustrie  
(Dissertation TU Ilmenau 2016)  
Ilmenau : Universitätsverlag Ilmenau, 2016. - ISBN 978-3-86360-143-0
- Band 28: Scheibe, Hannes**  
Aktiv-adaptive Polierwerkzeuge zur Herstellung rotationssymmetrischer  
Asphären  
(Dissertation TU Ilmenau 2016)  
Ilmenau : Universitätsverlag Ilmenau, 2016. - ISBN 978-3-86360-147-8
- Band 29: Reeßing, Michael**  
Softwarewerkzeuge für den phasen- und domänenübergreifenden  
Entwurf  
(Dissertation TU Ilmenau 2016)  
Ilmenau : Universitätsverlag Ilmenau, 2017. - ISBN 978-3-86360-169-0
- Band 30: Lux, Rüdiger**  
Wärmebehandlung von SiCr-legiertem, ölschlussvergütetem  
Federstahldraht  
(Dissertation TU Ilmenau 2018)  
Ilmenau : Universitätsverlag Ilmenau, 2018. - ISBN 978-3-86360-185-0



